

Aus dem Institut für zahnärztliche Werkstoffkunde und Technologie
der Klinik und Poliklinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Johannes Gutenberg-Universität Mainz
(Leiter: Professor Dr. H. Marx)

Modellversuche zur Messung der bei der Polymerisation dentaler Methacrylate auftretenden Kräfte und Deformationen

Inaugural-Dissertation
zur Erlangung der Würde des Doktors der Zahnmedizin
der Johannes Gutenberg-Universität in Mainz
den Medizinischen Fachbereichen vorgelegt von

von
Hermann J. Schnorbach
aus Boppard

Mainz 1978



Aus dem Institut für zahnärztliche Werkstoffkunde und Technologie
der Klinik und Poliklinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Johannes Gutenberg-Universität Mainz
(Leiter: Professor Dr. H. Marx)

Modellversuche zur Messung der bei der Polymerisation dentaler Methacrylate auftretenden Kräfte und Deformationen



Inaugural-Dissertation

zur Erlangung der Würde des Doktors der Zahnmedizin
der Johannes Gutenberg-Universität in Mainz
den Medizinischen Fachbereichen vorgelegt von

von
Hermann J. Schnorbach
aus Boppard

Mainz 1978

Aus dem Institut für Zahnärztliche Werkstoffkunde und Technologie
der Klinik des Poliklinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Johannes Gutenberg-Universität Mainz
(Leiter: Professor Dr. H. Marx)

Modellversuche zur Messung der bei der Polymerisation dentaler Methacrylate auftretenden Kräfte und Deformationen



Inaugural-Dissertation
zur Erlangung des Grades des Doktors der Zahnmedizin
der Johannes Gutenberg-Universität in Mainz
dem Medizinischen Fakultätsrat vorgelegt von

Fachbereichsdekan: Prof. Dr. Dr. W. Ketterl

1. Gutachter : Prof. Dr. H. Marx

2. Gutachter : Prof. Dr.-Ing. H. Hutten

Tag der mündlichen Prüfung: 15.11.1978

	Seite
1. EINLEITUNG	1
2. LITERATURÜBERSICHT	5
3. ÜBERBLICK ÜBER BISHERIGE UNTERSUCHUNGSVERFAHREN UND METHODEN ZUR BESTIMMUNG DER PASSGENAUIGKEIT VON PROTHESEN	12
4. ZIELSETZUNG DER EIGENEN UNTERSUCHUNG	14
5. MESSVERFAHREN UND VERSUCHSANORDNUNG	15
5.1. Auswahl der Prüfkörper	15
5.2. Prüfkörper und Meßmethodik beim "Kugel-Versuch"	16
5.2.1. Prüfkörper und Meßaufnehmer	16
5.2.2. Kontraktionskraftmessung	17
5.2.3. Druckkalibrierung des Kraftmessers	22
5.2.4. Temperaturkalibrierung des Kraftmessers	24
5.2.5. Temperaturmessung	24
5.3. Prüfkörper und Meßmethodik beim "Segment-Versuch"	26
5.3.1. Prüfkörperform	26
5.3.2. Messung der Längenänderungen	27
5.3.3. Messung der Biegespannung und des Biegemomentes bei Prüfkörper mit Vitalium - Basis	30
5.3.4. Temperaturkalibrierung	35
5.3.5. Temperaturmessung	37
5.3.6. Symbole und Abkürzungen beim "Segment-Versuch"	37
6. VERWENDETE WERKSTOFFE	38
6.1. Paladon 65	38
6.2. Paladur	38
6.3. Palapress	38
6.4. Palacast	39
6.5. Vitalium	40

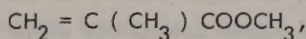
7.	VERSUCHSDURCHFÜHRUNG	41
7.1.	"Kugel-Versuche"	42
7.1.1.	Versuche mit Heißpolymerisat	42
7.1.2.	Versuche mit Autoacrylat	43
7.2.	"Segment-Versuche"	43
7.2.1.	Versuche mit Heißpolymerisat	45
7.2.2.	Versuche mit Autoacrylat	45
7.2.3.	Versuche mit Gießpolymerisat	45
8.	VERSUCHSERGEBNISSE UND AUSWERTUNG	46
8.1.	"Kugel-Versuche"	46
8.2.	"Segment-Versuche"	52
8.2.1.	V Versuchsergebnisse beim Polymerisationsvorgang	52
8.2.2.	V Versuchsergebnisse nach der Polymerisation	60
9.	ZUSAMMENFASSUNG	81
10.	LITERATURVERZEICHNIS	83
	Lebenslauf	

1. EINLEITUNG

Die Suche nach einem geeigneten Zahnersatz geht weit in die Menschheitsgeschichte zurück. Schon im alten Ägypten und bei den Etruskern (1,66) versuchte man, aus Edelsteinen, Elfenbein und Golddraht oder -blech Zahnprothesen herzustellen.

Erst die moderne Kunststoffchemie brachte deutliche Fortschritte durch die Vulkanisation von Kautschuk (1829) und die Entwicklung von Zelluloid (1870) und Bakelit.

In den 30er Jahren kamen zu diesen Kondensations- die Polymerisationskunststoffe mit dem für die Zahnheilkunde wichtigsten Vertreter, den Methacrylaten. Diese zeichneten sich durch eine gute Farb-, Form- und Mundbeständigkeit aus und verdrängten alle vorher entwickelten Prothesenkunststoffe. Der wichtigste Grundbaustein der harten dentalen Methacrylate ist der Methylester,



ein niederer Ester der Methacrylsäure. Dieser Ester besitzt eine reaktionsfähige Doppelbindung zwischen zwei Kohlenstoffatomen.

Bei Aktivierung des Monomers durch Zufuhr freier Energie (Wärme, Licht) richtet sich die Doppelbindung auf, und es entsteht ein radikalertiger Zustand. Die aktivierten Grundmoleküle vereinigen sich zu Makroradikalen, das Kettenwachstum beginnt. Diese Reaktion verläuft exotherm. Wichtig ist, daß die entstehende Wärmemenge weit größer ist als die benötigte Aktivierungsenergie. Dadurch werden weitere Moleküle aktiviert. Die einmal begonnene Polymerisation kann nicht mehr unterbrochen werden. Das Kettenwachstum geht weiter, bis es durch Verbrauch des Monomers zum Abbruch der Reaktion kommt.

Über den zeitlichen Ablauf des Polymerisationsumsatzes gibt Abbildung 1 Auskunft (s.S. 2).

In der Induktionsperiode beginnt die Polymerisation nur sehr langsam, steigt explosionsartig an und läuft dann in einer flachen Kurve aus.

Im Polymeren sind die Moleküle als Makromoleküle durch Valenzbindung zu Ketten verkoppelt. Die Ketten verflechten sich untereinander in einer sog. "Wattebauschstruktur", verbunden durch van der Waal'sche Kräfte. Durch Wärmezufuhr können

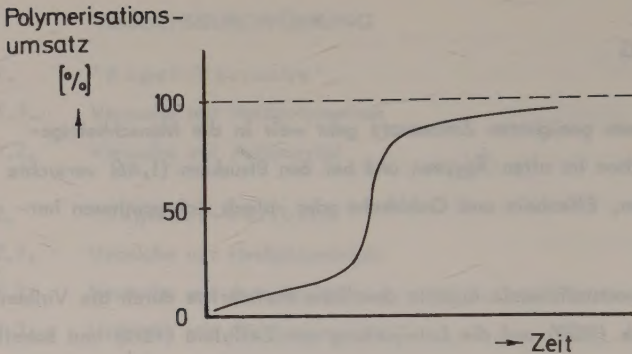
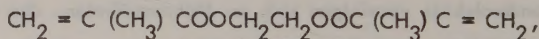


Abb. 1: Verlauf der Polymerisationsreaktion

sich vorübergehend diese Bindungen lockern, der Stoff wird verformbar. Nach dem Abkühlen werden die sekundären Valenzkräfte wieder wirksam, und die durch Warmpressen erfolgte Formgebung bleibt bestehen. Diese Kunststoffe werden Thermoplaste genannt. Thermoplaste sind in entsprechenden Lösungsmitteln löslich.

Werden dem Monomer polymerisierbare Substanzen zugesetzt, die mehr als eine Doppelbindung im Grundmolekül haben, z.B. Glykoldimethacrylat,



so werden die Ketten vernetzt. Mit zunehmender Vernetzung wird der Kunststoff schwerer löslich (quellbar), schlechter warmverformbar, die Warmfestigkeit steigt an, aber er wird auch spröder.

Die Dichte des monomeren Methylmethacrylsäureesters beträgt $0,935 \text{ g/cm}^3$, die des polymeren Esters $1,18 \text{ g/cm}^3$. Dadurch ergibt sich beim Übergang vom monomeren (flüssigen) in den polymeren (festen) Zustand eine Volumenschumpfung von über 20%.

Alle diese Kunststoffe wurden primär industriell hergestellt und sekundär zahntechnisch durch thermoplastische Formgebung verarbeitet.

Eine Änderung brachte erst das von BAUER entwickelte und von der Firma KULZER 1936 übernommene Pulver-Flüssigkeitsverfahren.

Neben anderen Vorteilen wird hierbei der Kunststoff und die Prothese in einem Arbeitsgang hergestellt. Der Umstand, daß das polymere Methylmethacrylat in seinem eigenen Monomeren löslich ist, ermöglichte dieses Verfahren, dessen Ablauf im folgenden kurz skizziert wird.

Ein knetbarer Teig aus vorpolymerisiertem Pulver und Monomer wird hergestellt und unter Zufuhr von Wärme und Druck über einen bestimmten Zeitraum polymerisiert.

Da die Polymerisationsschrumpfung auf den monomeren Anteil begrenzt bleibt, geht hierbei die Gesamtschrumpfung auf ca. 5% zurück. Ein weiterer Vorteil dieses Verfahrens.

Auch wirkt der polymere Pulveranteil als innerer Kühler und senkt durch Wärmeaufnahme die frei werdende Wärmemenge.

Wichtig für die Weiterentwicklung des Paladon-Verfahrens war der Übergang vom Splitter- zum Perlpolymerisat. Durch das geringere Verhältnis Oberfläche : Volumen der Perlen gegenüber den Splittern konnte der monomere Anteil und damit die Volumenschrumpfung gesenkt werden.

Im Jahre 1949 kamen die ersten dentalen Autopolymerisate auf den Markt, zuerst gedacht als Füllungsmaterialien in der konservierenden Zahnheilkunde, später aber auch in der Prothetik und besonders in der Kieferorthopädie verwandt.

Die Autopolymerisate sind sogenannte Kaltpolymerisate. Sie bestehen aus einem Pulver-(Polymer) und Flüssigkeitsanteil (Monomer).

Die Polymerisation startet ohne exogene Wärmezufuhr durch eine Redox-Reaktion.

Abbildung 2 (s.S. 4) zeigt den wesentlichen Unterschied zwischen Warm- und Autopolymerisation.

Als Katalysator wird meist Benzoylperoxid und als Akzelerator Toluolsulfinsäure benutzt. Beim Zumischen von Polymer zu Monomer wird der Katalysator reduziert, und der Akzelerator oxydiert. Dadurch setzt sich die Polymerisation bei Raumtemperatur in Gang, wobei wie bei der Warmpolymerisation Reaktionswärme entsteht.

Bei beiden Polymerisationsverfahren muß eine in Wachs aufgestellte Prothese in Gips eingebettet werden.

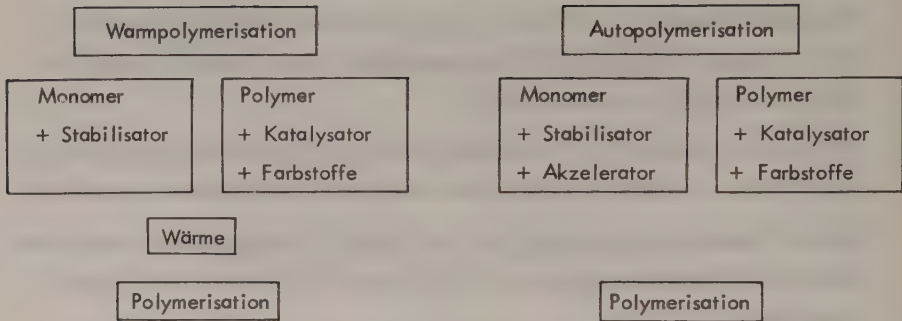


Abb. 2: Schema der Kalt- und Warmpolymerisation

Um das mühevollen Ausbetten und Ausarbeiten der polymerisierten Prothese zu umgehen, führte die Austenal Company 1955 die "Eingießtechnik" ein.

Als Einbettmasse wird ein Hydrocolloid oder Alginat und als Kunststoff ein "verlangsamtes" Autopolymerisat von kleiner Teilchengröße und hohem Molekulargewicht verwendet. Dieses Methacrylat zeichnet sich durch eine gießbare Phase aus. Durch die Verlangsamung muß zum Starten der Polymerisation ein Wärmestoß erfolgen.

Alle erwähnten dentalen Polymerisationsverfahren werden unter Druck durchgeführt zur Vermeidung von Verdampfungssporen im Polymerisat.

2. LITERATURÜBERSICHT

Die Funktionstüchtigkeit einer dentalen Prothese ist entscheidend abhängig von ihrer Paßgenauigkeit (12, 30, 37), d.h. der kongruenten Übereinstimmung der kieferseitigen Prothesenbasis mit dem Kiefer.

Fomungenauigkeiten der Prothese führten zu schlechter Haftung, Schaukeln, Veränderung der Okklusion und Artikulation, Druckstellen und schließlich zu irreversibler Veränderung des Prothesenlagers.

Geringe Inkongruenzen sind besonders gefährlich, da sie keine Schmerzen verursachen und somit unauffällig verlaufen. Schon das Schrumpfen der lateralen Prothesenteile um nur $1/3$ mm führt während der Tragezeit zu anaemischen Schleimhautbezirken (29). Daueranaemische Stellen bewirken schließlich den Abbau des darunterliegenden Knochens, es kommt zur Kieferkammatrophy.

Die Abweichungen der Prothese gegenüber den geometrischen Verhältnissen im Munde des Patienten sind in der "Bio- und Werkprothetik" begründet.

REBEL (48) bezeichnet alle Maßnahmen am Patienten zur Eingliederung und Inkorporation unter Berücksichtigung biologischer Aspekte als "Bio-Prothetik", das rein technische Herstellen einer Prothese als "Werk-Prothetik".

Diese Arbeit soll im Rahmen der "Werk-Prothetik" hauptsächlich die Problematik der Maßänderung im Verlaufe des Polymerisationsvorganges beleuchten.

Nach WEIKART (17) vermindern sich bei der Polymerisation des Methacrylsäuremethylesters als Folge der Bildung von Makromolekülen die ursprünglich molekularen Distanzen zu atomaren. Dadurch kommt es zu einer Volumenschrumpfung des monomeren Anteils von über 20%.

MEINERS (42) meint, daß Volumenänderungen, mögen sie auf den ersten Blick auch gering erscheinen, einen wesentlichen Einfluß auf die Paßgenauigkeit der fertigen Arbeit haben. Dazu kommt, daß sich Volumenänderungen in den seltensten Fällen frei auswirken können. Bei einer komplizierten Form - wie z.B. bei einer Prothese - behindern sich die verschiedenen Zonen gegenseitig. Es kommt zu schlecht überschaubaren Verzerrungen und zur Induktion von inneren Spannungen.

Eigenspannungen sind mit "verminderter Formänderung" gleichzusetzen. Aufgelöste innere Spannungen äußern sich in einer Deformation.

SCHROEDER (54) schreibt, daß innere Spannungen, solange sie nur elastische, also keine bleibende Verformung im Werkstück hervorrufen, mit ihrer Ursache wieder verschwinden.

SCHROEDER (53, 54) führte einen Spannungsausgleich durch, indem er polymerisierte Prothesen während 5 min. in kochendes Wasser legte. Danach zeigten alle Prothesen Verwerfungen, am meisten die kurzzeitpolymerisierten und schnell abgekühlten, am geringsten Autopolymerisatprothesen.

MEINERS (42) erklärt weiter, daß die in Gips eingebetteten Zähne einer in Wachs aufgestellten Prothese in ihrer Position starr fixiert sind und sich dadurch die Kunststoffschumpfung hauptsächlich an der "freien Oberfläche" auswirkt, z.B. an der palatinalen Platte einer OK-Vollprothese und so ein dorsaler Randspalt entsteht (36).

SCHROEDER (53, 54) und ANDERES (2) führen die mangelnde Paßform der heißpolymerisierten Methacrylate nur auf die Differenz der thermischen Kontraktion von Kunststoff und Gips während der Abkühlung von 100°C auf Raumtemperatur zurück. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von PMMA beträgt $80 \cdot 10^{-6} \text{ grad}^{-1}$ und von Gips ca. $10 \cdot 10^{-6} \text{ grad}^{-1}$. Daraus resultiert, daß bei unbehinderter Abkühlungskontraktion die Verkürzung beim Kunststoff achtmal höher ist als beim Gips.

Wie berichtet (42), behindern sich die verschiedenen Zonen der Prothese beim Abkühlen gegenseitig, und es kommt teilweise zu einer Deformation und teilweise zur Induktion von inneren Spannungen.

Zum Beweis ihrer Hypothese verglichen ANDERES (2) und SCHROEDER (53, 54) die Paßgenauigkeit von Prothesen aus Warm- und Kaltpolymerisat. Die Autoacrylate bedürfen zur Polymerisation keiner Wärmezufuhr von außen. Die Reaktionswärme bei der Polymerisation wird durch den Gips sofort nach außen abgeleitet. Dadurch tritt nur eine geringe Temperaturerhöhung und - daraus resultierend - kaum eine thermische Kontraktion ein.

SCHROEDER (54) schreibt, daß die Paßform von Prothesen aus Autopolymerisat einwandfrei ist.

MARX (36) und MAYER (41) messen im Gegensatz zu den beiden vorerwähnten Autoren der eigentlichen Polymerisationsschrumpfung eine Bedeutung bei, halten die Abkühlungskontraktion aber ebenfalls für den entscheidenden Faktor der Paßgenauigkeit.

Obwohl SCHROEDER (54) in seinen Versuchen bei Prothesen aus Autoacrylat Eigenspannungen ermittelte, die sich bei nachfolgender Wärmebehandlung in Deformation umsetzten, vernachlässigte er diese Erkenntnis.

OSBORNE (45) polymerisierte Prothesen während 18 Wochen bei Raumtemperatur. Diese Prothesen wiesen weniger Spannungen auf als alle anderen, nach verschiedenen Polymerisationsverfahren hergestellten. Daraus folgerte er, daß Eigenspannungen bei folgenden Gelegenheiten entstehen:

1. bei der Polymerisation an sich;
2. im Verlauf der über den Erweichungspunkt des Kunststoffes hinausgehenden Erwärmung;
3. im Verlauf der Abkühlung vom Erweichungspunkt auf Raumtemperatur aufgrund der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Gips und Kunststoff.

Aus Punkt 2 läßt sich die Paßungenauigkeit von durch thermoplastische Formgebung hergestellten Prothesen erklären (39).

Trotz guter Ergebnisse kann das von OSBORNE (45) vorgestellte Verfahren in der Praxis aus verständlichen Gründen nicht angewandt werden.

BAUER (4) betont, daß die beim Polymerisationsvorgang auftretende und die Paßform beeinträchtigende Schrumpfung durch keine Gegenmaßnahme beseitigt werden kann. Gleichwohl glaubt er, daß die Schrumpfung durch die im Gebrauch auftretende Wasseraufnahme (28) teilweise rückgängig gemacht werden kann.

TITKEMEYER (60) gibt wie BAUER (4) dem Langzeit-Tieftemperatur-Polymerisationsverfahren (LTP) den Vorzug, nicht nur um die thermische Kontraktion gering zu halten, sondern auch um ein hohes Molekulargewicht des Polymerisates zu erhalten. Je höher die Polymerisationstemperatur, desto geringer ist das Molekulargewicht. Die mechanischen Eigenschaften des PMMA sind indirekt abhängig von der Höhe des Molekulargewichtes.

ANDERES (2) untersuchte die Kurz- und Langzeitpolymerisation in normalen Küvetten und in Nachpreßküvetten. Gleich nach dem Ausbetten der Prothesen war bei allen die Paßform annähernd gleich ungenügend, die geringste Deformation zeigten die Langzeitpolymerisierten.

OSBORNE (45) legte PMMA-Prothesen mit ausgeprägter Eigenspannung während 6 Monaten in 37 °C warmes Wasser. Bei nachträglicher Betrachtung im polarisierten Licht stellte er immer noch Spannungen fest. Daraus schließt er, daß kein totaler Spannungsausgleich bei Körpertemperatur stattfinden kann.

Hiergegen spricht die Auffassung von SCHROEDER (53). Er schreibt, im klinischen Gebrauch finde ein Spannungsausgleich und Umsetzung in Deformation durch Wasseraufnahme (Quellung) und durch Kaltfließen statt. Als Kaltfließen bezeichnet man die charakteristische Eigenschaft der meisten Kunststoffe, so auch des PMMA, unter Kraft- oder Spannungseinwirkung zu fließen.

MARX (39) sagt, daß die unvermeidbar auftretenden Mängel einer Paßform primär aus dem Herstellungsprozeß einer Prothese resultieren, wobei es zu material- und verfahrensbedingten Inkongruenzen zwischen Prothesenbasis und Kiefer kommt.

Sekundäre Verwerfungen durch Mängel in der Formtreue werden hauptsächlich durch das Quellungsvermögen des Kunststoffes hervorgerufen. Quellungen können, je nach Richtung, die Paßform verbessern oder verschlechtern.

Die Änderung der Paßform in Abhängigkeit von der Zeit und den genannten Bedingungen wird als Formverhalten bezeichnet.

Primäre und sekundäre Verwerfungen zeigen sich zuerst in einem schlechten Sitz der Prothese, dann in den erwähnten Folgeerscheinungen.

Die Prothese ist während des klinischen Gebrauchs durch Ausgleich bestehender Eigenspannungen und durch abwechselnde Wasseraufnahme und -abgabe dauernden Formänderungen unterworfen (LEHMANN, 34).

MAYER (41) führt an, durch Nachpressen während der Polymerisation bei Heißpolymerisat eine höhere Paßgenauigkeit der Prothese zu erzielen. Ebenfalls ergaben seine Untersuchungen, daß durch Stehenlassen der gestopften Küvette über einen längeren Zeitraum eine bessere Diffusion des Monomers im Polymeren erzielt werden kann. Dadurch wird in der Phase der thermischen Expansion weniger Monomer ausgepreßt und der Gesamtvolumenschwund ist geringer.

WESTERMANN und MEINERS (65) vertreten die Meinung, demjenigen Heißpolymerisationsverfahren sei der Vorzug zu geben, das nach Möglichkeit die Polymerisations-schrumpfung kompensiere, wie z.B. durch Nachpressen und gerichtete Polymerisation.

JANKE (27) und TITKEMEYER (60) halten hinsichtlich der Paßform das Nachpreß-Polymerisationsverfahren für das geeignetste.

MARX (38, 39, 40) und UHLIG (63) zeigten, daß durch unterschiedliche Gips-Isolierverfahren eine Schwundlenkung bei der Polymerisation durchgeführt und somit unter Umständen eine höhere Paßgenauigkeit der Prothesen erzielt werden kann.

Nachteilig hierbei ist, daß es durch eine unterschiedliche Isolierung zu unterschiedlicher Quellung während des Gebrauchs kommt. Somit ist der Vorteil der besseren Paßform mit dem Nachteil einer möglichen schlechteren Formtreue verbunden.

MARX (39, 40) sieht in dem Anbringen von pilzförmigen Löchern in der Gaumenseite des OK-Modells, um das Anliegen des Kunststoffes während des Erstarrens zu gewährleisten, keinen wesentlichen Vorteil. Nach dem Ausbetten entsteht durch die Umwandlung Eigenspannung in Deformation wieder ein dorsaler Randspalt.

MARX (38) schreibt, daß das ideale Kunststoff-Polymerisationsverfahren zur Gewährleistung einer einwandfreien Paßform bei Prothesen noch nicht gefunden wurde. Jedoch gibt er wie auch SCHROEDER (54) den Autopolymerisaten den Vorzug.

Bei einer vergleichenden Untersuchung wiesen beide Autoren die höhere Paßgenauigkeit von Autoacrylaten nach.

MARX (36) zeigte, daß der dorsale Randspalt bei OK-Vollprothesen aus Kaltpolymerisaten am geringsten ist. SCHROEDER (54) fand, daß Prothesen aus dem gleichen Kunststoff am wenigsten auf dem Urmodell "klemmten".

FINGER (18), HENKEL (22), LOCKOWANDT (35) und SCHWICKERATH (55) kommen zu dem Resultat, daß Warm- und Kaltplaste als Prothesenmaterial aus werkstoffkundlicher Sicht gleichwertig sind.

Angesichts dieser Tatsache fragt MARX (36), warum Autocrylate trotz besserer Paßgenauigkeit keinen größeren Eingang in die Prothetik gefunden haben.

Um bei beiden chemoplastischen Verfahren eine ausreichende Paßgenauigkeit zu erzielen, wiesen JANKE (30), MARX (36, 38), MAYER (41), SCHROEDER (54) und andere Autoren auf die werkstoffgerechte Verarbeitung hin, d.h. genaues Mischungs-

verhältnis von Monomer und Polymer, ausreichende Quellung des Kunststoffteiges, genügende Isolierung von Gipsmodell und -konter, gute Verdichtung des Teiges beim Stopfen, geeignete Temperaturführung bei der Polymerisation und nachfolgender Abkühlung usw.

JANKE (30) hält den Abkühlungsmodus für sehr wichtig in bezug auf die Paßform und Formbeständigkeit einer Prothese aus PMMA. Wird nach der Polymerisation schnell abgekühlt, so nimmt die Außenhaut eine Lage ein, die ihr bei Raumtemperatur nicht gemäß ist, d.h. der feste Rahmen ist zu groß. Hierdurch entstehen - bedingt durch den hohen thermischen Ausdehnungskoeffizienten - innere Spannungen, die sich während der Tragezeit der Prothese nur langsam abbauen. Der allmählich nachlassende gute Sitz einer Prothese läßt eine schroffe Abkühlung vermuten. Er befürwortet deshalb eine gelenkte Abkühlung von $5-10^{\circ}\text{C/h}$, was in der Praxis leider kaum durchführbar ist.

MARX (38) mißt dem Ausarbeiten und Aufbewahren der fertigen Prothese eine große Bedeutung bei. So besteht beim Schleifen und Polieren die Gefahr der lokalen Hitzeentwicklung, wodurch Eigenspannungen und Strukturveränderungen im Kunststoff entstehen können.

Die fertige Prothese sollte vor völliger Austrocknung bewahrt werden, da sie hierdurch eine Formveränderung erleidet, die durch nachfolgende Quellung nicht mehr aufgehoben werden kann.

Häufiger Milieuwechsel führt zur Abnahme mechanischer Eigenschaften und fördert die Korrosion.

Auf die Möglichkeit der Verwerfung einer Prothesenbasis bei der Reparatur und beim Unterfüllen mit Autopolymerisat sollte hingewiesen werden (38, 41).

MARX (39, 40) schlägt vor, das Auftreten eines dorsalen Randspaltes an Oberkiefer-Vollprothesen bei allen zur Verfügung stehenden dentalen Kunststoffen durch Radierungen am Modell entlang der Ah-Linie entsprechend den anatomischen Gegebenheiten des Patienten zu kompensieren, um eine dorsale Abdämmung und somit einen ausreichenden Halt der Prothese zu gewährleisten.

MARX (39, 40) zeigte in einer vergleichenden Untersuchung an nach verschiedenen Verfahren chemotechnisch und thermoplastisch hergestellten Prothesenbasen, daß sich

der dorsale Randspalt nach dem Ausbetten bei allen Prothesen während einer Trocknungslagerung von 24 h vergrößert. Das deutet darauf hin, daß bei der Herstellung Eigenspannungen induziert wurden, die sich nach dem Ausbetten teilweise durch Kaltfließen in Deformation umwandeln. Bei den Autocrylaten scheint zusätzlich eine Nachpolymerisation stattzufinden.

Zur Erzielung einer besseren Paßgenauigkeit bei Unterkiefer-Vollprothesen befürwortet LAURITZEN (33) die Verwendung von Co-Cr-Ni- oder Goldbasen.

In einer vergleichenden Untersuchung fanden KEMPTER (31) und LEHMANN (34) diese Annahme nicht bestätigt. Die Verwerfung bei Prothesen mit Metallbasis war nach dem Ausbetten größer als bei reinen Kunststoffprothesen. Die geringste Paßgenauigkeit war bei den Prothesen mit Goldbasis zu finden, was auf den großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Gold und PMMA zurückzuführen ist.

KEMPTER (31) nimmt an, beim Aufpressen des Kunststoffteiges auf die Metallbasis finde schon eine irreversible Deformation statt.

JANKE (26) und TORNER (61) betonten die Gefahr der Spaltbildung zwischen Metall und Kunststoff bei ungenügender mechanischer Retention.

Ein Vorteil der Prothese mit Metallbasis liegt in ihrer höheren Steifigkeit.

FINGER (18) berichtet, daß die Erhaltung des Kieferkammes mit einem steifen Werkstoff mit hohem E-Modul eher erreicht werden kann als mit einer flexiblen Basis.

REGLI und GASKILL (49) ermittelten bei ihren Versuchen, daß beim Kauakt reine Kunststoffprothesen eine höhere Deformation erleiden als solche mit Metallbasis.

REGLI und KYDD (50) zeigten, daß der laterale Teil einer Prothese mit Metallbasis beim Kauen 8,5mal weniger deformiert wird als der einer PMMA-Prothese.

Vergleicht man den E-Modul von PMMA mit dem von der Co-Cr-Ni-Legierung, so wird der Faktor 8,5 deutlich.

3. ÜBERBLICK ÜBER BISHERIGE UNTERSUCHUNGSVERFAHREN UND METHODEN ZUR BESTIMMUNG DER PASSGENAUIGKEIT VON PROTHESEN

ANDERES (2) fertigte aus Eisen ein zahnloses stilisiertes Oberkiefermodell mit einer gleichmäßigen Stufe in der Umschlagfalte. Auf diesem und auf dublierten Modellen stellte er nach verschiedenen Heißpolymerisationsverfahren zahnlose Paladon-Platten her und verglich ihre Paßgenauigkeit. Veränderungen registrierte er hauptsächlich in der Tuber- und Kammgegend.

SCHROEDER (54) untersuchte mit einem Oberkiefermodell aus Messing, an der Gaumenseite mit zwei rechtwinkligen Einschnitten versehen, Prothesenbasen aus Heiß- und Autopolymerisat mit und ohne Porzellanzähnen unter verschiedenen Polymerisationsbedingungen auf ihre Paßgenauigkeit. Autoacrylat-Prothesen "klemmten" nach dem Ausbetten am wenigsten.

MAYER (41) und UHLIG (62) führten mit Gips- und Metallzylindern Modellversuche durch, um den Einfluß der Polymerisation auf die Paßgenauigkeit von Methacrylat-Prothesen zu erkennen. Diese Methode hat den Nachteil, daß von außen nur bedingt über den Ablauf der Reaktion im Inneren des Kunststoffes eine Aussage gemacht werden kann. Erwähnt sei in diesem Zusammenhang die Reibung zwischen Prüfkörper und Zylinderwand; dreidimensionale Schrumpfung, also nicht nur in Richtung der Messung und Kolbenführung; Formsteifigkeit des Probekörpers, somit unterschiedliche Schrumpfung in den verschiedenen Zonen; Monomerdampfdruck beeinflusst Messung in der Phase der thermischen Expansion.

MARX (36) maß den dorsalen Randspalt bei zahnlosen Oberkieferplatten aus Heiß- und Autopolymerisat, wobei die Warmpolymerisation im Trockenschrank und Wasserbad vorgenommen wurde.

Die Platten aus Autoacrylat zeigten den geringsten, die im Trockenschrank polymerisierten den größten Randspalt im Bereich der Ah-Linie nach dem Ausbetten. Als Nebenfund wurde keine Wasserdampfschädigung bei den Autopolymerisaten und eine relativ häufige Schädigung bei im Trockenschrank polymerisierten Platten ermittelt.

EHRICHT (14), SCHWICKERATH (55), TORNER (61) und WENDEL (64) führten an

U-förmigen Prüfkörpern Modellversuche mit Methacrylaten durch.

BAWENDI, COCA und SCHWICKERATH (5, 7) vertreten die Meinung, daß mit U-förmigen Prüfkörpern Paßgenauigkeit und Formverhalten von Prothesen untersucht werden können. Die ermittelte Formänderung äußert sich bei der verwickelten Form einer Prothese teilweise in einer Deformation und zum Teil im Auftreten innerer Spannungen. Der "Formwiderstand" oder das statische Widerstandsmoment spielt hier eine wichtige Rolle.

Beim Aufschneiden der Oberkiefer-Prothesen in transversale Segmente (5, 7) zeigen sich diese verborgenen Spannungen in Form einer weiteren Verformung.

Dem plastoelastischen Verhalten der Methacrylate sollte in diesem Zusammenhang Beachtung geschenkt werden.

WESTERMANN und MEINERS (65) führten eine vergleichende Untersuchung über die Paßgenauigkeit von Total-Prothesen aus Heißpolymerisaten durch, hergestellt in der herkömmlichen Stopf-Preß-Technik und im Nachpreßverfahren mit gerichteter Polymerisation. Ihr Hauptaugenmerk lag auf der Veränderung der okklusalen Beziehung. Hierbei schnitten die im Nachpreßverfahren mit gerichteter Polymerisation hergestellten Prothesen am besten ab.

BAWENDI (7) untersuchte Paßgenauigkeit und Formverhalten von im Spritzverfahren angefertigten totalen Kunststoffprothesen. Als Kunststoffe verwandte er Methacrylate, Copolymerisate und Polycarbonate. Er wählte dreidimensionale Meßpunkte, in den Zähnen und seitlich in der Prothesenbasis eingelassen. Methacrylate mit gerichteter Polymerisation ergaben gute Ergebnisse.

CAESAR (10) verglich die Paßform von Vollprothesen aus Heiß- und Gießpolymerisaten. Anstelle von Zähnen verwandte er Kunststoffblöcke. Sein Resultat lautete, daß die Gießpolymerisate den Wampolymerisaten unterlegen sind.

KEMPTER (31) und LEHMANN (34) nahmen vergleichende Untersuchungen an stilisierten Unterkiefer-Totalprothesen zwischen reinen Kunststoffprothesen und solchen mit Metallbasis vor. Dabei zeigten sich hinsichtlich Paßgenauigkeit Prothesen mit Metallbasis unterlegen.

4. ZIELSETZUNG DER EIGENEN UNTERSUCHUNG

In der Vergangenheit beschäftigten sich zahlreiche Autoren mit den hauptsächlich interessierenden Eigenschaften der Methylmethacrylate, wie Festigkeit, Elastizität, Schleimhautverträglichkeit usw. Viele Probleme wurden gelöst, wichtige Eigenschaften verbessert. Aber immer wieder steht im Mittelpunkt der Diskussion die Frage nach der Paßgenauigkeit der Prothesen.

Ursächlich für die Paßgenauigkeit von Prothesen aus PMMA sind besonders die Kräfte und Momente, die beim Polymerisationsvorgang entstehen.

Um eine optimale Paßgenauigkeit zu erzielen, ist es daher wichtig zu erkennen, wann, wo und wie stark sich der Prothesenwerkstoff bei der Herstellung verändert.

Durch Entwicklung eines eigenen Prüfverfahrens sollen mit Hilfe von Dehnungsmeßstreifen die beim Polymerisationsprozeß auftretenden Kräfte untersucht und deren Auswirkungen analysiert und gedeutet werden.

5. MESSVERFAHREN UND VERSUCHSANORDNUNG

5.1. Auswahl der Prüfkörper

Aus einer Vielzahl von Vorversuchen wurden zwei Probekörperformen als geeignet ermittelt, die gestellte Aufgabe zu lösen.

1. Kugelform mit Kugelmeßaufnehmer in der Mitte,
2. Segment aus einer stilisierten Unterkieferprothese.

Zu 1.

Unbehinderte Schrumpfungen erfolgen auf das Massenzentrum eines Körpers hin. Eine gut isolierte Gips-Hohlform bietet keine Retention zwischen Prüfkörperaußen- und Hohlforminnenwand, die Kugelform des Prüfkörpers besitzt keine unterschiedliche Formsteifigkeit. Daraus resultierend erfolgt beim Polymerisationsvorgang eine unbehinderte Schrumpfung, und es entsteht ein Spalt zwischen Prüfkörper und Gipsform. Als Beweis hierfür gilt die Tatsache, daß beim Öffnen der Küfette keine Veränderung der Meßanzeige auftritt (Abbildung 28).

Mit diesem Prüfkörper sollen allgemeine Vorgänge bezüglich der Kräfte bei der Polymerisation von Warm- und Autoacrylat beobachtet werden.

Zu 2.

Die Segmentform als Teil einer Prothese soll praxisnahe Erkenntnisse über die Kontraktionskräfte bei der Polymerisation von Warm-, Gieß- und Autoacrylat vermitteln.

KEMPTER (31) und LEHMANN (34) fanden in ihren Untersuchungen, daß Prothesen mit Metallbasen eine schlechtere Paßgenauigkeit haben als reine Kunststoffprothesen.

Aus diesem Grund soll diese Versuchsreihe zweigeteilt werden, in Probekörper aus Kunststoff und - zum Vergleich - solche mit Metallbasis.

Bei diesem Prüfkörper, der in seiner Form nicht so verwickelt ist wie eine Prothese, ist anzunehmen, daß sich die unterschiedlichen Zonen in der Kontraktion nicht behindern.

5.2. Prüfkörper und Meßmethodik beim "Kugel-Versuch"

5.2.1. Prüfkörper und Meßaufnehmer

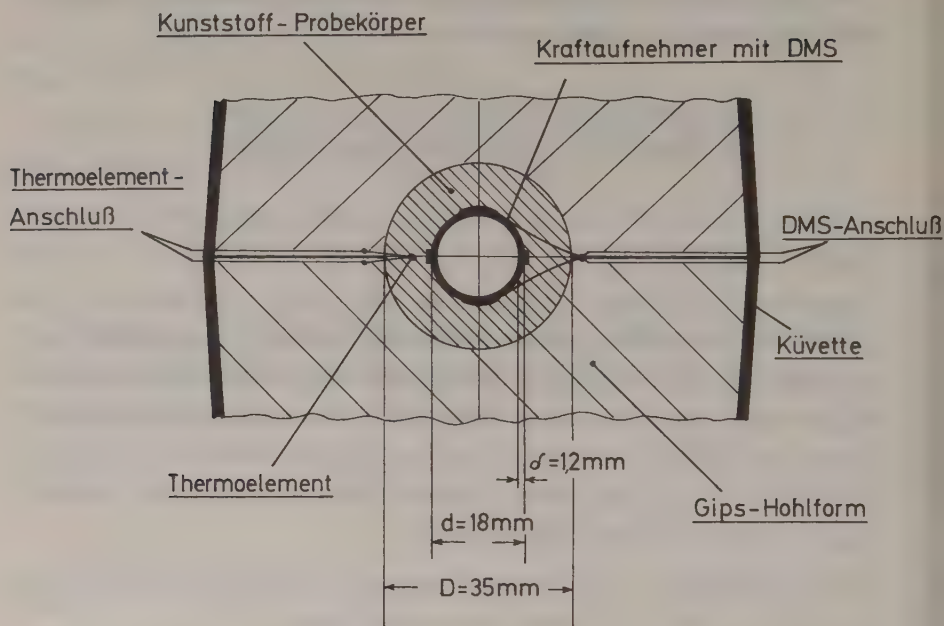


Abb. 3: Prüfkörper und Gipsform

Die Polymerisation des Probekörpers wurde in einer normalen Messing-Kuvette durchgeführt. Die Erstellung der Halbkugelhohlform im Kuvettenober- und -unterteil erfolgte in Gips mit einer Schablone. Zur Einbettung wurde Moldano-Hartgips verwandt, angerührt nach Vorschrift des Herstellers.

In der Mitte des Prüfkörpers wurde der kugelförmige Kontraktionskraftaufnehmer, versehen mit zwei Dehnungsmessstreifen (DMS), installiert. Mit einem Kupfer-Konstantan Thermoelement wurde die Temperatur gemessen. Das Thermoelement lag der Außenwand des Druckaufnehmers an.

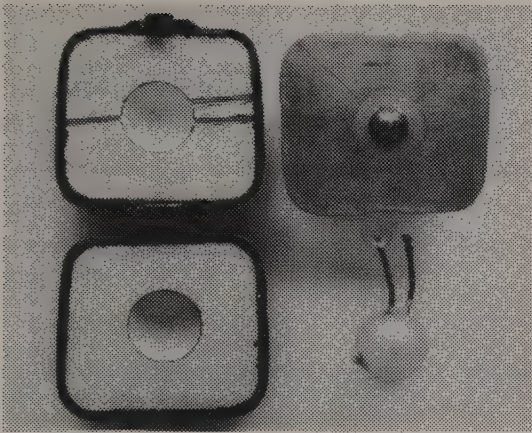


Abb. 4: Küvette, Schablone, Prüfkörper

5.2.2. Kontraktionskraftmessung

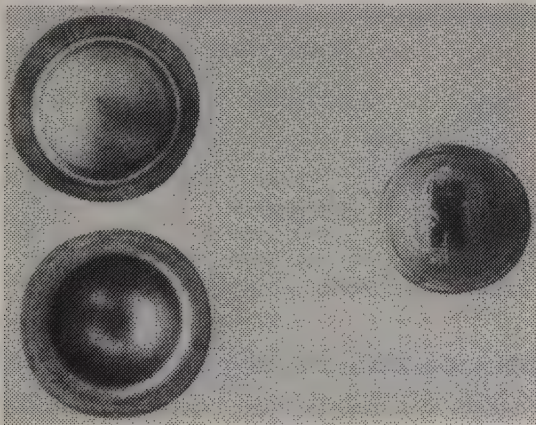


Abb. 5: Kontraktions-Kraftaufnehmer

Zwei Halbkugelschalen, tiefgezogen aus 1,2 mm Stahlblech, wurden zu einer Hohlkugel mit 18 mm Außendurchmesser zusammengelötet.

Zwei Dehnungsmeßstreifen wurden an sich gegenüberliegenden Kugeloberflächen mit Heißklebstoff (EP 250) befestigt (Abbildung 5).

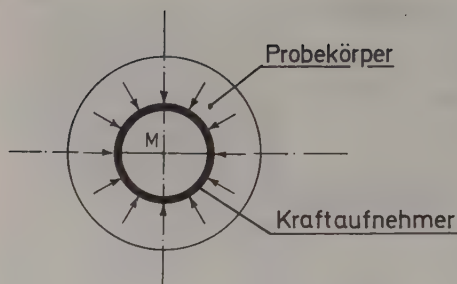


Abb. 6: Richtung der Kontraktionskräfte (Pfeile)

Die Schrumpfung und Wirkung der Kontraktionskräfte ist bei der Polymerisation auf das Massenzentrum M gerichtet. Der Kraftaufnehmer ist radial gleichmäßig druckbeaufschlagt; die daraus resultierende Deformation ist mit den Dehnungsmeßstreifen meßbar.

Die Messung mit Dehnungsmeßstreifen (DMS) wird im folgenden kurz erläutert. Eine weitergehende Information ist aus (23, 24) erhältlich.

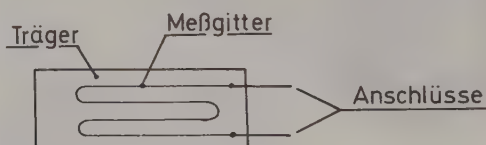


Abb. 7: Aufbau eines DMS

Den schematischen Aufbau eines DMS zeigt Abbildung 7. Zwischen zwei dünnen Folien aus Kunststoff, dem Meßgitterträger, befindet sich der aktive Teil des DMS, das sogenannte Meßgitter.

Es besteht aus dünnem, elektrisch leitendem Material. Der Meßgitterträger ist meistens aus Polyimid. Die einzelnen Schichten des DMS sind untrennbar miteinander verklebt. Aus dem Träger ragen die Lötanschlüsse heraus. Die Wirkungsweise

metallischer DMS beruht auf dem 1843 von WHEATSTONE entdeckten und 1856 von THOMSON systematisch untersuchtem Dehungs- Widerstandseffekt elektrischer Leiter.

Der Widerstand R eines elektrischen Leiters ändert sich im Verhältnis $\Delta R/R_0$, wenn man ihn mechanisch derart beansprucht, daß seine Länge um $\varepsilon = \Delta L/L_0$ verändert wird. Die Widerstandsänderung beruht zum Teil auf der geometrischen Veränderung des Leiters, zum Teil auf einer Änderung der elektrischen Leitfähigkeit ρ des Leiterwerkstoffes infolge von Gefügeänderungen. Diesen Vorgang beschreibt die Beziehung.

$$\frac{\Delta R}{R} = \underbrace{\varepsilon(1+2\mu)}_{\text{geometr. Anteil}} + \underbrace{\frac{d\rho}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\rho}}_{\text{Gefügeanteil}} \quad (1)$$

Zur Herstellung von DMS eignen sich vorzugsweise solche Materialien, deren Charakteristik in großen Dehnungsbereichen weitgehend konstant bleibt. Der bekannteste dazu geeignete Werkstoff ist die Kupfer-Nickel-Legierung "Konstantan". Bei ihr steht die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R_0$ in einem konstanten Verhältnis zur Dehnung ε . Somit vereinfacht sich Gl. 1.

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \varepsilon \cdot K \quad (2)$$

Der Proportionalitätsfaktor K ist eine wichtige Kenngröße des DMS und wird vom Hersteller durch sorgfältige Messung bestimmt.

Mit einem DMS lassen sich nicht nur Dehnungen, sondern auch Stauchungen bestimmen. Die Unterscheidung erfolgt mit einem positiven oder negativen Vorzeichen vor ε .

Zum Gebrauch wird der DMS mit einem entsprechenden Klebstoff auf der Untersuchungsstelle des Aufnehmers befestigt. Um den Meßwert des DMS zu erfassen und anzuzeigen, benötigt man zusätzliche Schaltungen und Geräte. Abbildung 8 zeigt schematisch eine derartige Meßkette.

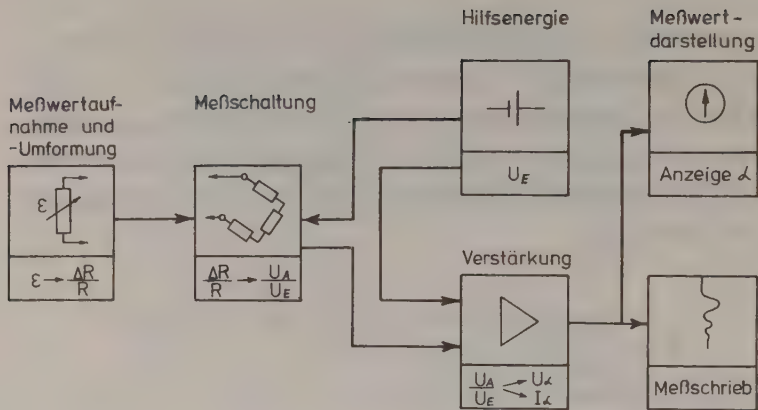


Abb. 8: Schema einer Meßkette

Das erste Glied bildet der DMS selbst. Er formt die mechanische Meßgröße "Dehnung" (ε) in die elektrische Größe "relative Widerstandsänderung" ($\Delta R/R_0$) um.

Das zweite Glied der Kette bildet die Meßschaltung, eine Wheatstonesche Brückenschaltung, in welche der DMS einbezogen wird. Die relative Widerstandsänderung der DMS bewirkt eine proportionale Verstimmung der Brückenschaltung, die zunächst nicht erfaßbar ist. Man benötigt eine Hilfsenergie, die Speisespannung U_E , mit der man die Brückenspannung einspeist. Dann stellt sich über die Meßdiagonale die Ausgangsspannung U_A ein.

Das Spannungsverhältnis U_A/U_E ist der relativen Widerstandsänderung $\Delta R/R_0$ und damit der Dehnung ε proportional.

Im dritten Glied der Kette, dem Verstärker, wird die Signalspannung U_A auf eine zur Anzeige geeignete Höhe U_λ gebracht, gelegentlich auch in einen proportionalen Strom I_λ umgewandelt. Das Ausgangssignal des Verstärkers ist auf die Belange der nachfolgenden Anzeigegeräte abgestimmt. Bei einem linear arbeitendem Verstärker ist die Ausgangsspannung U_λ bzw. der Ausgangsstrom I_λ der Eingangsspannung U_A und damit der zu messenden Dehnung ε proportional.

Das vierte Glied der Meßkette bildet die Anzeige. Sie formt das Ausgangssignal des Verstärkers in eine den menschlichen Sinnen zugängliche Form um. Im einfachsten Falle dient der Zeigerausschlag eines Spannungs- oder Strommessers zur Anzeige des Meßwertes. Soll eine zeitlich veränderliche Dehnung erfaßt werden, so sind schreibende Geräte besser geeignet als nur anzeigende. In vorliegender Versuchsanordnung werden beide Anzeigearten parallel benützt.

In der Praxis sind normalerweise die Glieder 2 bis 4 der Meßkette zu einem Gerät, dem Trägerfrequenz - Meßverstärker zusammengefaßt. Dieser gewährt eine hohe Meßgenauigkeit. Durch eingebaute Festwiderstände ist es hierbei möglich, mit 1 aktiven DMS (Viertelbrückenschaltung), 2 aktiven DMS (Halbbrücke) und 4 aktiven DMS (Vollbrücke) zu messen.

Bei einer Dehnung des Prüfkörpers gelangt das niederfrequente Signal des DMS auf die Eingangsmeßbrücke des Trägerfrequenzmeßverstärkers. Die Speisung der Meßbrücke erfolgt über einen amplitudenstabilisierten Trägerfrequenz - Generator. Das Meßsignal wird der Trägerfrequenz, meist 5 kHz, überlagert. Dadurch entsteht eine modulierte Spannung. Diese wird in dem nachfolgenden Wechselspannungsverstärker verstärkt. Über einen vom Trägerfrequenzgenerator gesteuerten phasenabhängigen Demodulator und einen anschließenden Tiefpaß wird die Trägerfrequenz herausgesiebt und das Signal demoduliert. Das ankommende Ausgangssignal wird angezeigt oder aufgeschrieben.

Im Ruhezustand ist die Meßbrücke mit DMS abgeglichen und das Meßsignal ist null.

Die im Versuch benützte Meßeinrichtung setzte sich folgendermaßen zusammen:

1. Zwei DMS 3/120 LY 21 (Hottinger), temperaturkompensiert
für Stahl, $\alpha = 12 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$
 $K = 2,02 \pm 1\%$
aufgeklebt auf Kraftmeßaufnehmer mit heißhärtendem
Zweikomponentenklebstoff EP 250 (Hottinger)
2. Trägerfrequenz-Meßverstärker
KWS 82 - A1 (Hottinger)
3. 2 - Kanal - Kompensationsschreiber
PM 8010 (Philips)

Die Kalibrierung der Trägerfrequenz-Meßbrücke erfolgte für einen K-Faktor von 2. Ist der K-Faktor des applizierten DMS verschieden von 2, so erfolgt eine Korrektur der angezeigten Dehnung ϵ' nach Gl. 3.

$$\epsilon_{\text{Korr.}} = \epsilon' \cdot \frac{2}{K_{\text{DMS}}} \quad (3)$$

5.2.3. Druckkalibrierung des Kraftmessers

Um bei der Polymerisation des PMMA aus der gemessenen Deformation des Kraftaufnehmers auf die deformierende Kraft schließen zu können, muß eine Druckkalibrierung vorgenommen werden. Voraussetzung ist, daß der Kraftaufnehmer bei Kalibrierung und Messung nur elastisch verformt wird.

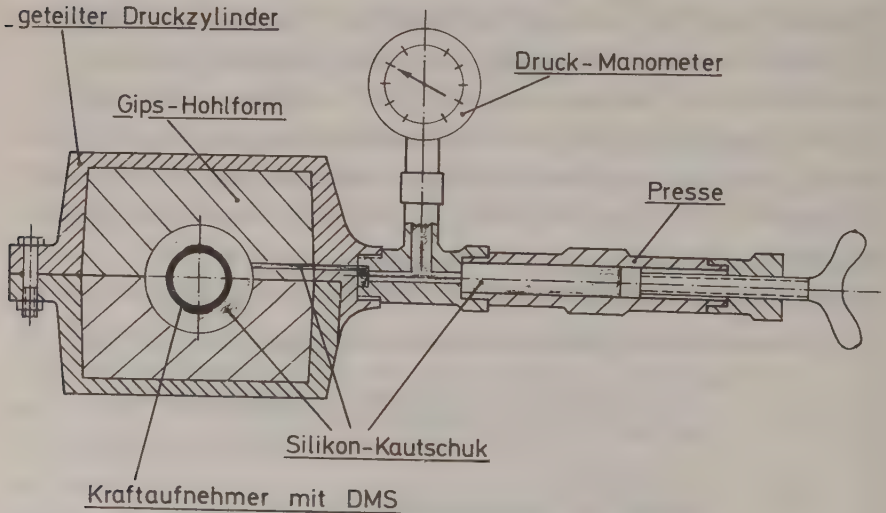


Abb. 9: Funktionsschema der Kalibrierungsvorrichtung

In einem geteilten Aluminium-Druckgußzylinder wurde mittels Schablone im Ober- und Unterteil aus Moldano-Hartgips eine Halbkugelhohlform in Prüfkörpergröße erstellt. In dieser Hohlform wurde der zur Messung vorbereitete Kraftaufnehmer im Prüfmedium eingebettet, die DMS-Anschlüsse nach außen geführt und die Zylinderhälften fest verschraubt.

Um Abdichtproblemen zu begegnen, wurde als Prüfmedium der hochvisköse Silikon - Kautschuk verwandt.

Eine Handpresse, gefüllt mit Silikon - Kautschuk und ausgestattet mit einem Druckmanometer wurde am Druckzylinder angeschlossen. Anschlußnippel und Prüfraum des Zylinders waren durch eine Bohrung verbunden.

Die DMS des Kraftaufnehmers wurden an die Trägerfrequenzmeßbrücke angeschlossen und abgeglichen.

Zur Erstellung eines Kalibrierdiagramms konnte über die Handpresse am Prüfmanometer ein Druck eingestellt und am Schreiber die entsprechende Dehnung abgelesen werden. Aus Vorversuchen war der maximal zu erwartende Druck bei der Polymerisation bekannt. Bis hierhin wurde der Druck stufenweise erhöht. Nach dem Entlasten ging die Dehnung auf null zurück. Die Forderung der nur elastischen Deformation des Aufnehmers war damit erfüllt.

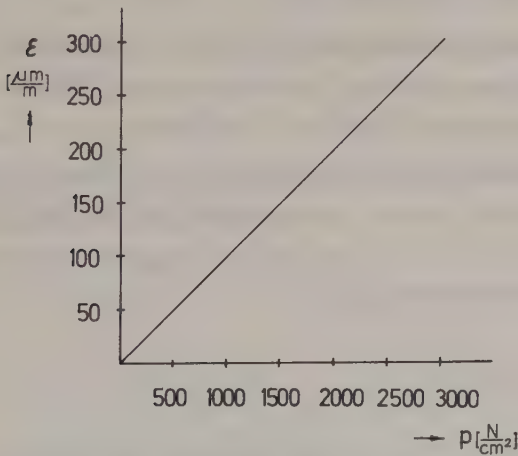


Abb. 10: Kalibrierkurve des Kraftaufnehmers

Die Kalibrierkurve zeigt eine lineare Abhängigkeit zwischen Dehnung und Druck (bezogene Kraft).

Die Auswertung ergab einen Kalibrierfaktor E .

$$E = 10 \left[\frac{\frac{N}{cm^2}}{\frac{\mu m}{m}} \right] \quad (4)$$

Mit diesem Wert und Gl. (5) kann aus der Dehnung ϵ die Kraft p ermittelt werden.

$$p \left[\frac{N}{cm^2} \right] = E \left[\frac{\frac{N}{cm^2}}{\frac{\mu m}{m}} \right] \cdot \epsilon \left[\frac{\mu m}{m} \right] \quad (5)$$

5.2.4. Temperaturkalibrierung des Kraftmessers

Um ein temperaturunabhängiges Meßergebnis zu erhalten, wurde eine Temperaturgangkurve des unbelasteten aber zur Messung vorbereiteten Kraftaufnehmers im Wärmeschrank bei Temperaturen von 20 °C bis 130 °C aufgenommen.

Aufgrund der gewählten DMS - Schaltung (Halbbrücke) und der Anpassung des DMS - Ausdehnungskoeffizienten an Stahl (23, 24) blieb die Dehnung bei allen Temperaturen fast null.

Somit entfiel eine Temperaturkalibrierung.

5.2.5. Temperaturmessung

Während der Polymerisation erfolgte die Temperaturmessung im Probekörper (Abb. 3) mit einem Kupfer - Konstantan Thermoelement, Drahtstärke 0,3 mm.

Mit Thermoelementen können nur Temperaturdifferenzen gemessen werden. Ist die Temperatur $\mathcal{T}_x$ an der Meßstelle größer als die Temperatur $\mathcal{T}_v$ an der Vergleichsstelle, so entsteht eine EMK, die angezeigt oder, entsprechend verstärkt, mit einem Schreiber aufgezeichnet werden kann.

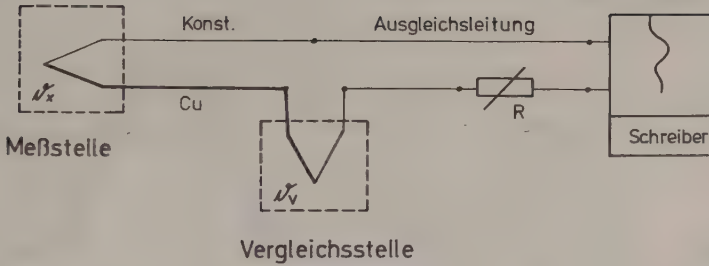


Abb. 11: Schema der Temperaturmessung

Gemessen wird die Differenz $\mathcal{E}_x - \mathcal{E}_v$. Um daraus auf die Temperatur schließen zu können, ist es notwendig, die Vergleichstemperatur konstant zu halten. Im vorliegenden Fall geschah das durch Eintauchen des Vergleichsthermoelementes in Eiswasser ($\mathcal{E}_v \approx 0^\circ\text{C}$).

Mit dem zweiten Kanal des Philips - Kompensationsschreibers wurde die Thermospannung aufgezeichnet. Nach Erstellung einer Kalibrierkurve konnte die Meßtemperatur $\mathcal{E}_x$ direkt abgelesen werden.

Der erste Kanal des Schreibers zeichnete hierzu synchron die Kontraktionskraft auf.

5.3. Prüfkörper und Meßmethodik beim "Segment - Versuch"

5.3.1. Prüfkörperform

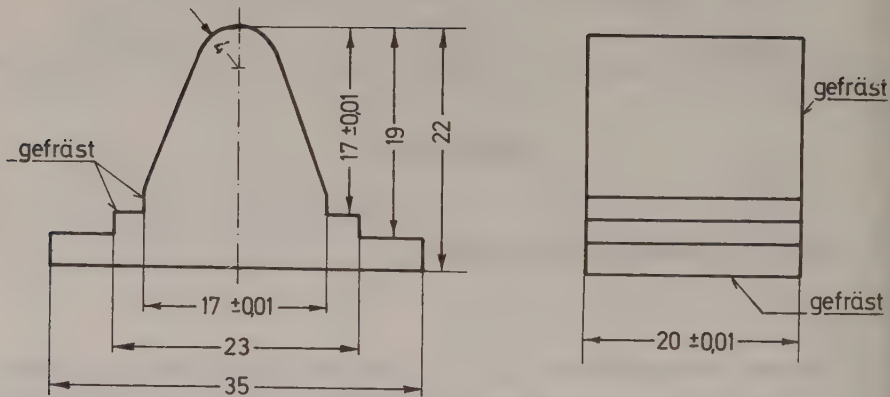


Abb. 12: Modellform (Maßangaben in mm)

Das Originalmodell wurde aus Palavit L hergestellt und die markierten Flächen mit der angegebenen Genauigkeit gefräst und geschliffen.

Für die Versuchsreihe mit reinen Kunststoffprobekörpern mußte das Original im Korrekturverfahren mit Optosil - Xantopren abgeformt und mit Duroc - Hartgips ausgegossen werden. Die Vorschriften der Hersteller wurden bei beiden Vorgängen streng beachtet.

Die Metall - Basen wurden in einem Zahntechnischen Labor aus Vitallium im Modellgußverfahren nach Abbildung 13 angefertigt. Hierzu wurde das Originalmodell mit Hydrocolloid dubliert und mit der entsprechenden Einbettmasse ausgegossen.

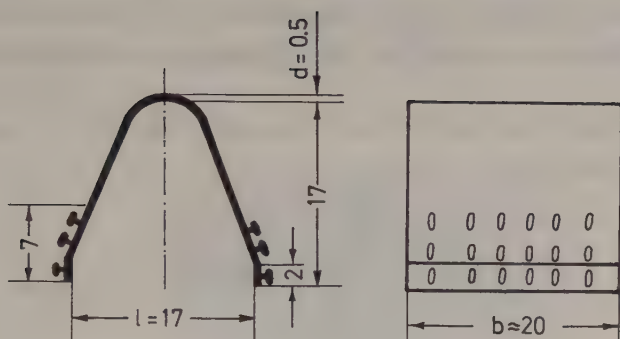


Abb. 13: Vitallium - Basis (Maßangaben in mm)

In Vorversuchen konnte die notwendige Anzahl von Retentionen zur Vermeidung der Spaltbildung zwischen Kunststoff und Metall ermittelt werden.

Die Dicke $d = 0,5$ mm entspricht der bei UK - Vollprothesen verwandten Vitallium - Basen.

5.3.2. Messung der Längenänderungen

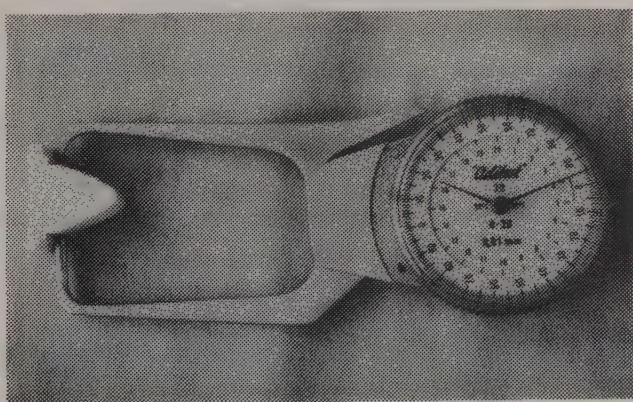


Abb. 14: Außentaster "Oditest" der Firma Kröplin/Schlüchtern mit Gipsmodell (Meßgenauigkeit 0,01 mm)

Die Basislänge l jedes Duroc - Hartgipsmodells wurde mittels Schnelltester "Oditest" (Abb. 14) auf eine Genauigkeit von 0,01 mm bestimmt. Für die Versuchsreihe "reine Kunststoffproben" wurde dieser Wert als Basislänge l_v vor der Polymerisation genommen.

Die Dicke d und die Breite b der Vitallium - Basen konnte ebenfalls mit dem "Oditest" Schnelltester gemessen werden.

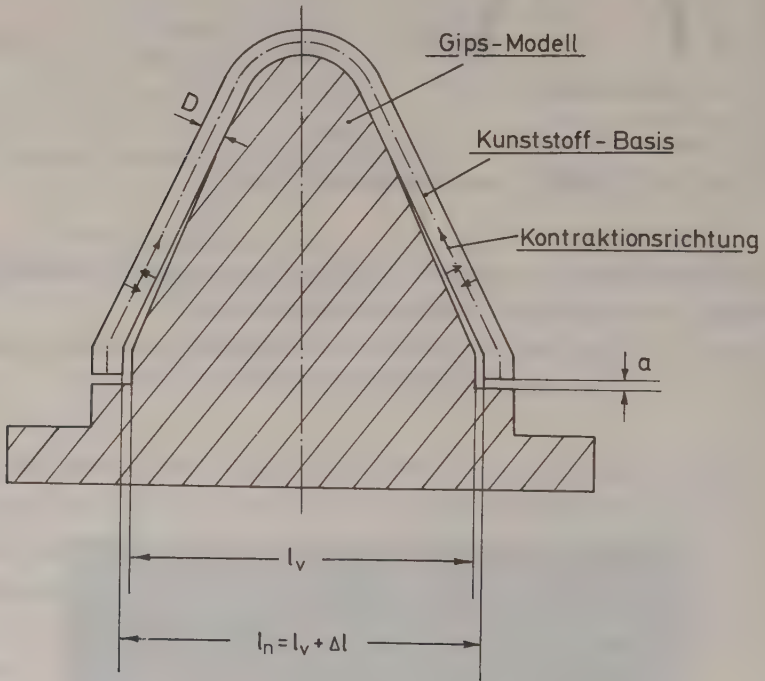


Abb. 15: Hartgipsmodell und Kunststoffprobekörper nach der Polymerisation
(Pfeile bezeichnen die Kontraktionsrichtung des Kunststoffs)

Nach der Polymerisation der reinen Kunststoffprobekörper zeigte sich ein Spalt a zwischen Probekörperunterrand und Gipsmodell (Abb. 15).

Die Größe dieses Spaltes wurde mit einem Zeiss - Meßmikroskop (Abb. 16) bestimmt. Hierzu wurde das Modell und aufgesetzter Probekörper mit der Breitseite auf dem Meßtisch so aufgelegt, daß der Meßschlitten des Mikroskoptubus parallel zur Meßebeane verlief.

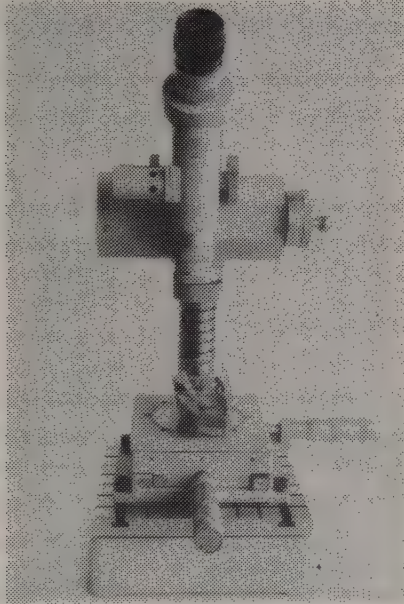


Abb. 16: Zeiss - Meßmikroskop mit Prüfkörperhalter (Meßgenauigkeit 0,01 mm)

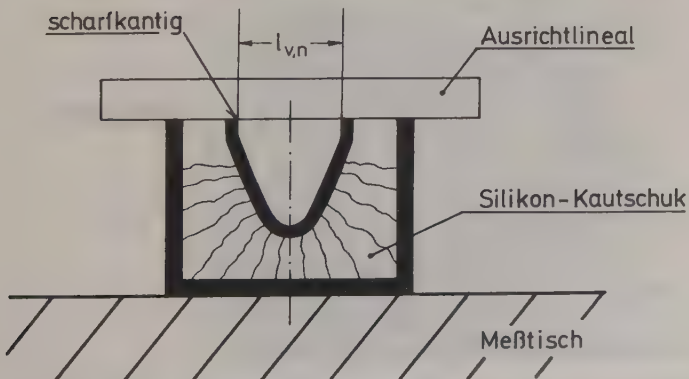


Abb. 17: Prüfkörper mit Halter auf Meßtisch

Das Messen der Basislänge l_n nach der Polymerisation bei reinen Kunststoffprüfkörpern und der Basislänge l_v und l_n bei Prüfkörpern mit Vitallium - Basis vor und nach der Polymerisation mit dem Zeiss - Meßmikroskop durchgeführt werden (Abb. 16). Hierzu wurden der Prüfkörper in einem quaderförmigen Plexiglastäschchen, zur Hälfte gefüllt mit Silikon - Kautschuk, fixiert und in der Höhe die Meßebeine mit einem Lineal parallel zum Tisch des Mikroskopes ausgerichtet (Abb. 17). In der Saggitalen konnte der Probekörper mittels Fadenkreuz des Meßmikroskopes eingerichtet werden.

Zur Erzielung einer scharfen Meßkante wurde die Unterseite der polymerisierten Kunststoffprobekörper und der Vitallium - Basen auf einer Tellerschleifmaschine 0,5 mm abgetragen.

Bei allen erwähnten Längenmeßvorgängen wurden drei Einzelmessungen, über die Meßstrecke gleichmäßig verteilt, vorgenommen und der arithmetische Mittelwert daraus gebildet.

Diese Mittelwerte ergaben a , b , l_v und l_n .

5.3.3. Messung der Biegespannung und des Biegemomentes bei Prüfkörpern mit Vitallium - Basis

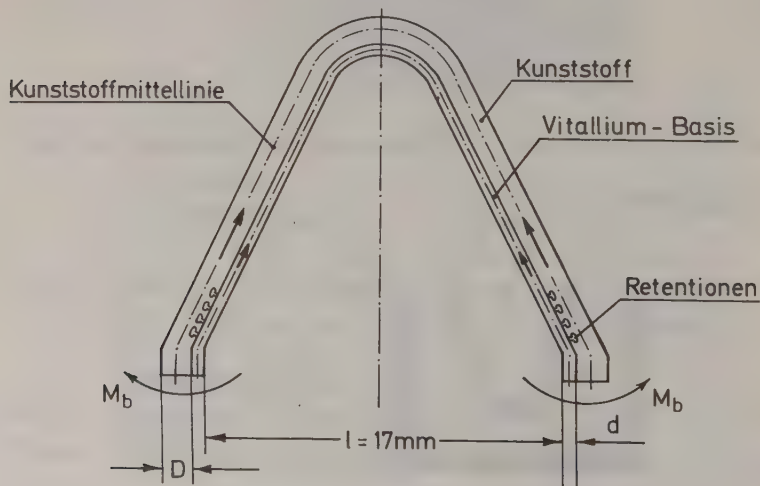


Abb. 18: Kunststoffprobekörper mit Vitallium - Basis

Pfeile im Kunststoff: Richtung der Polymerisations- und Abkühlungskontraktion

Pfeile in Vit.-Basis: Richtung der Abkühlungskontraktion

Die mit ausreichend Retentionen versehene Vitallium - Basis unterbindet beim Polymerisationsvorgang das Schrumpfen in Richtung der Kunststoffmittellinie. Hierdurch entsteht eine Spannung im Kunststoff, besonders begünstigt durch den großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von PMMA und Vitallium. Daraus resultiert ein Biegemoment, das das Aufbiegen der Schenkel des Probekörpers verursacht (Abb. 18, 19).

Bei der komplizierten Form der Prothese würde ein Aufbiegen und eine Torsion stattfinden (31, 34).

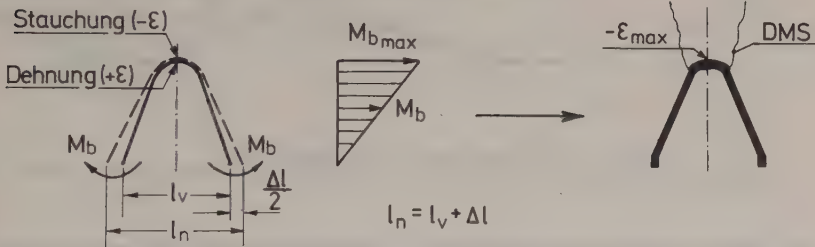


Abb. 19: Schematische Darstellung des Biegemomentes

Durch das Biegemoment wird die äußere Faser der Vitallium - Basis gestaucht und die innere gedehnt (Abb. 19). Das größte Biegemoment ist im Scheitelpunkt der Basis zu erwarten. Hier ist auch die größte Dehnung ($+\epsilon_{max}$) und Stauchung ($-\epsilon_{max}$).

An der Stelle der größten Stauchung wurde ein DMS aufgeklebt (Abb. 19, 20).

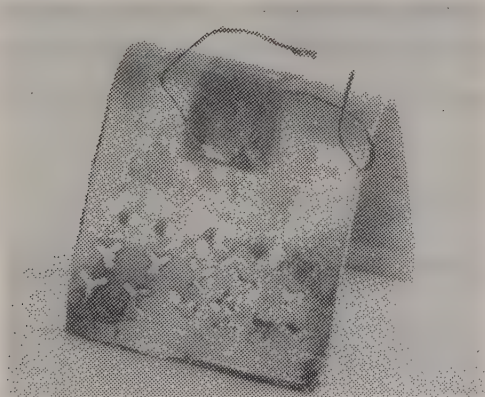


Abb. 20: Vitallium - Basis mit aufgeklebtem DMS

Zur Berechnung des maximalen Biegemomentes und der maximalen Biegespannung sollen die Gesetze der Festigkeitslehre zu Hilfe genommen werden (47).

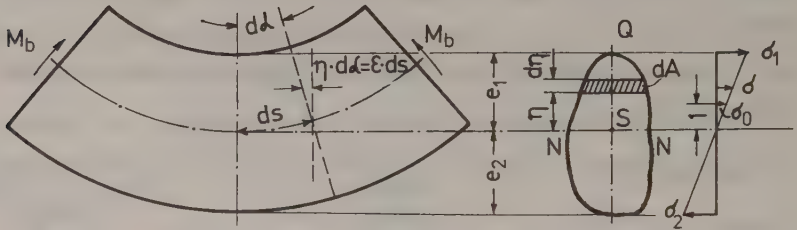


Abb. 21: Biegemoment und Biegespannung

Ein Stab wird durch ein Biegemoment M_b auf Biegung beansprucht und in Richtung des Momentes durchgebogen (Abb. 21). Die obere Faser erfährt dabei eine Verkürzung, die untere Faser dagegen eine Verlängerung. Zwischen beiden Schichten muß sich eine Faserschicht befinden, die ihre ursprüngliche Länge ds beibehält; sie heißt "neutrale Faser" und schneidet jeden Querschnitt Q in einer Geraden, die "neutrale Achse" des Querschnitts oder "Nullinie" genannt wird.

Es wird angenommen, daß die Querschnitte eben bleiben – durch Versuche bestätigt – und daß das Hooke'sche Gesetz erfüllt ist. Aus der ersten Bedingung folgt, daß die Dehnung proportional den Abständen η von der neutralen Faser, und aus der zweiten, daß auch die Spannungen proportional diesen Abständen sind (Abb. 21).

Ist σ_0 die Spannung im Abstand l , so wirkt auf das Flächenteilchen dA die Spannung

$$\sigma = \eta \cdot \sigma_0 \quad (6)$$

Mit Gl. (6) kann die einwirkende Kraft F berechnet werden

$$F = \sigma \cdot dA = \eta \cdot \sigma_0 \cdot dA \quad (7)$$

Nach der ersten Gleichgewichtsbedingung, Summe aller inneren Kräfte F_i an einem Querschnitt gleich 0, wird

$$\int \sigma \cdot dA = \int \eta \cdot \sigma_0 \cdot dA = \sigma_0 \int \eta \cdot dA = 0 \quad (8)$$

Da $\int \eta \cdot dA$ gleich dem statistischen Moment der Fläche A in bezug auf die Nulllinie ist und dieses gleich null sein soll, muß die neutrale Faser eine Schwerlinie sein, d.h. durch den Schwerpunkt gehen (Abb. 21).

Nach der zweiten Gleichgewichtsbedingung,

$$\sum M_{bi} = 0 \quad (9)$$

muß mit M_b als Biegemoment der äußeren Kräfte für den betrachtenden Querschnitt

$$M_b = \int \sigma \cdot dA \cdot \eta = \int \sigma_0 \cdot \eta^2 \cdot dA = \sigma_0 \int \eta^2 \cdot dA \quad (10)$$

sein. Hierin ist

$$\int \eta^2 \cdot dA = I \quad (11)$$

I ist das auf die Nulllinie bezogene axiale Trägheitsmoment des Querschnitts Q (Abb. 21). Mit Gl. (11) wird Gl. (10)

$$M_b = \sigma_0 \cdot I \quad (12)$$

und damit

$$\sigma_0 = \frac{M_b}{I} \quad (13)$$

oder

$$\sigma = \eta \cdot \sigma_0 = \eta \cdot \frac{M_b}{I} \quad (14)$$

Die maximalen Spannungen treten also in den Außenfasern auf. Haben diese die Abstände e_1 und e_2 von der neutralen Achse, so werden die entsprechenden Spannungen (Abb. 21)

$$\sigma'_1 = e_1 \cdot \frac{M_b}{I} \quad (\text{max. Druckspannung in der inneren Faser}) \quad (15)$$

und

$$\sigma'_2 = e_2 \cdot \frac{M_b}{I} \quad (\text{max. Zugspannung in der äußeren Faser}) \quad (16)$$

Durch Einführung der axialen Widerstandsmomente

$$W_1 = \frac{I}{e_1} \quad (17)$$

und

$$W_2 = \frac{I}{e_2} \quad (18)$$

werden Gl. (15) und (16) vereinfacht. Setzt man voraus, daß bei symmetrischen Querschnitten, wie z.B. bei der Vitallium - Basis, die Widerstandsmomente W_1 und W_2 gleich sind, so ist die max. Biegespannung

$$\sigma'_{b\max} = \frac{M_{b\max}}{W} \quad (19)$$

Nach dem Hooke'schen Gesetz ist im elastischen Bereich

$$\sigma'_{b\max} = \epsilon_{\max} \cdot E \quad (20)$$

$\epsilon_{\max}$ ist die größte Dehnung oder Stauchung und wird mit einem DMS gemessen (Abb. 19, 20). E ist der Elastizitätsmodul des verwendeten Werkstoffes Vitallium.

Bei der praktischen Durchführung des Versuchs wurde aus dem gemessenen Wert $\epsilon_{\max}$ mit E und Gl. (20) die max. Spannung errechnet.

Für den rechteckigen Querschnitt der Vitallium - Basis ist

$$W = \frac{b \cdot d^2}{6} \quad (21)$$

Nach Umstellung der Gl. (19) und Verwendung von Gl. (21) kann das max. Biegemoment ermittelt werden.

$$M_{b\max} = W \cdot \sigma_{b\max} = \frac{b \cdot d^2}{6} \cdot \sigma_{b\max} \quad (22)$$

Im Versuch wurde folgende Meßeinrichtung benützt:

1. Ein DMS 6/120 LY 13 (Hottinger), temperaturkompensiert für $\alpha = 23 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, $K = 2,06 \pm 1\%$ aufgeklebt auf Vitallium - Basis (Abb. 20) mit kalthärtendem Einkomponenten - Schnellklebstoff Z 70 (Hottinger)
2. Trägerfrequenz - Meßverstärker KWS 82 - A 1 (Hottinger)
3. 2 - Kanal - Kompensationsschreiber PM 8010 (Philips)

5.3.4. Temperaturkalibrierung

Vitallium besitzt einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha = 20 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Der applizierte DMS war temperaturkompensiert für $\alpha = 23 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Somit bestand die Notwendigkeit zur Aufnahme einer Temperaturgangkurve, um ein temperaturunabhängiges Meßergebnis zu erhalten.

Verfahren wurde wie in 5.2.4.

Mit ϵ_s , mit der scheinbaren Dehnung, werden die späteren Meßergebnisse korrigiert (Abb. 22).

$$\epsilon' = \epsilon_{\text{ges.}} - \epsilon_s \quad (23)$$

Die Dehnung ϵ' (siehe 5.2.2.) mußte danach mit Gl. (3) umgerechnet werden.

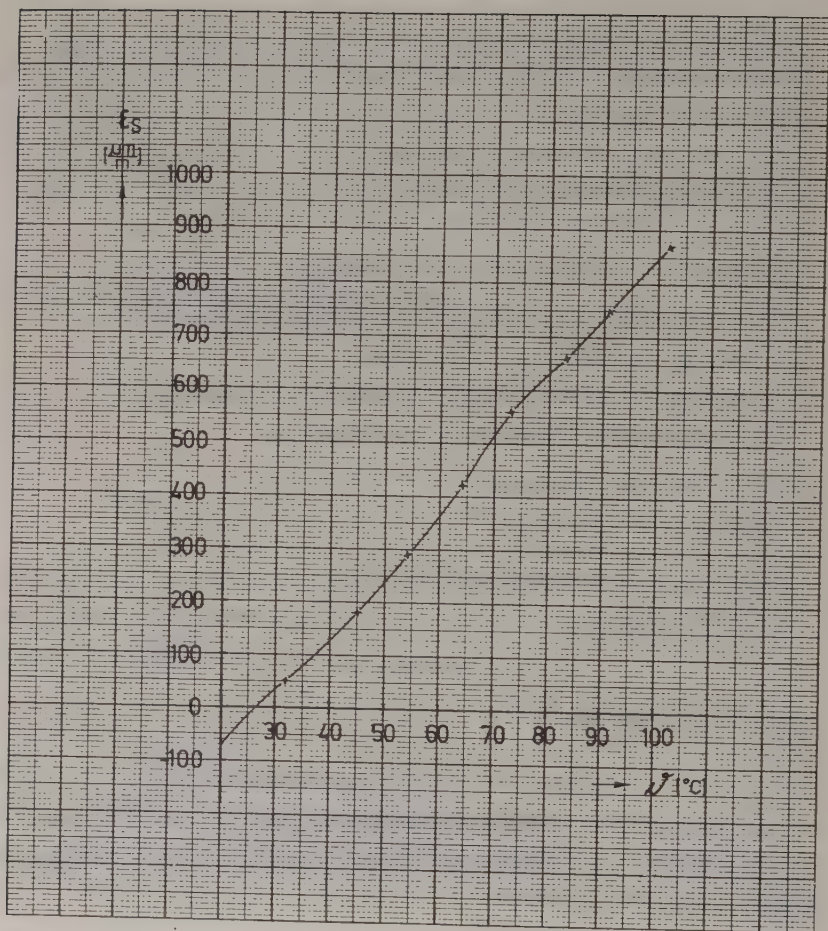


Abb. 22: Temperaturgangkurve für Vitallium - Basis mit DMS 6/120 LY 13

5.3.5. Temperaturmessung

Die Messung der Temperatur bei der Polymerisation der Methacrylate wurde mit der in 5.2.5. beschriebenen Einrichtung durchgeführt.

5.3.6. Symbole und Abkürzung beim "Segment - Versuch"

D	= Kunststoff - Schichtdicke
l	= Basislänge
l_n	= Basislänge nach der Polymerisation
l_v	= Basislänge vor der Polymerisation
Δl	= Änderung der Basislänge vor und nach der Polymerisation $\Delta l = l_n - l_v$, gemessen 24 h nach der Polymerisation
Δl_m	= mittlere Änderung der Basislänge
$\bar{S}_l$	= Standardabweichung der Basislängenänderung
ε'	= gemessene Kontraktion für einen Eich - k - Wert von 2
$\varepsilon_{\text{korr}}$	= Kontraktion korrigiert mit tatsächlichem k - Wert des DMS
$\sigma_{b_{\text{max}}}$	= max. Biegespannung, errechnet aus $\varepsilon_{\text{korr}}$ und dem E-Modul von Vitallium
d	= Dicke der Vitallium - Basis
b	= Breite der Vitallium - Basis
t	= Temperatur in °C
W	= axiales Widerstandsmoment der Vitallium - Basis
$M_{b_{\text{max}}}$	= max. Biegemoment
M_{b_m}	= mittleres Biegemoment
S_M	= Standardabweichung des Biegemomentes
a	= Spaltbreite zwischen Kunststoff - Basis und Modell, gemessen 24 h nach der Polymerisation
a_m	= mittlere Spaltbreite
S_a	= Standardabweichung der Spaltbreite
t	= Zeit

6. VERWENDETE WERKSTOFFE

6.1. Paladon 65

Paladon 65 wird von der Firma Kulzer, Bad Homburg hergestellt und ist ein heiß-polymerisierender Prothesenwerkstoff, der für alle Polymerisationsarten, ob Kurz- oder Langzeitverfahren, sowohl im Wasserbad als auch im Heißluftschrank geeignet ist. Paladon 65 ist ein ausgewogen vernetztes Methacrylsäureester - Copolymerisat auf Pulver - Flüssigkeitsbasis.

Das Mischungsverhältnis beträgt 3,5 Volumenteile Pulver (Polymer) zu 1 Volumen-anteil Flüssigkeit (Monomer).

Die Flüssigkeit wird in einem Gefäß vorgelegt und das Pulver eingestreut, dann mit einem breiten Spatel kräftig durchmischt und den abgedeckten Teig etwa 10 min aufquellen lassen. Danach ist der Kunststoff stopffähig.

6.2. Paladur

Paladur, Hersteller Firma Kulzer, ist ein Autoacrylat nach dem Pulver- Flüssigkeitsverfahren, das als Prothesenwerkstoff, besonders aber als Reparaturmaterial benützt wird.

Angemischt wird im Verhältnis 5 Volumenteile Pulver zu 2 Volumenteilen Flüssigkeit.

In einem Gefäß wird die Flüssigkeit vorgelegt, das Pulver eingestreut und mit einem Spatel gut durchgemischt. Bis zur Weiterverarbeitung soll der Teig ca. 3 min im abgedeckten Gefäß quellen.

6.3. Palapress

Palapress (Kulzer) ist ebenfalls ein Autoacrylat auf Pulver- Flüssigkeitsbasis und eignet sich als Prothesenwerkstoff besonders für die Modellgußtechnik.

Der Unterschied zu Paladur besteht in der höheren mechanischen Festigkeit und der besseren Farbstabilität durch ein Katalysatorsystem ohne tertiäres Amin.

Die Verarbeitungsbreite ist ebenfalls größer (Abb. 23).

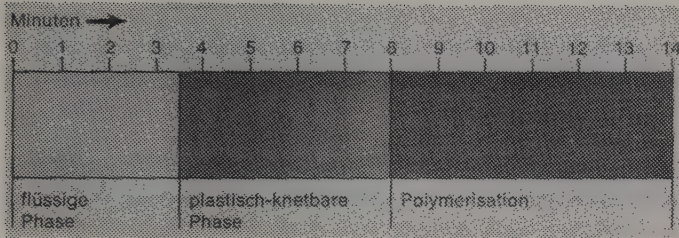


Abb. 23: Verarbeitungsbreite und Polymerisation von Palapress

Das Anmischverhältnis beträgt 10 g Polymer zu 7 ml Monomer.

Die Flüssigkeit wird im Gefäß vorgelegt, Pulver eingestreut und durchmischt. Die Anquellzeit beträgt ca. 3 min.

6.4. Palacast

Palacast (Kulzer) ist ein verlangsames Autoacrylat in Form von Pulver und Flüssigkeit, das Katalysatorsystem ist frei von tertiärem Amin. Palacast ist geeignet zur Herstellung von Prothesen im Gießverfahren durch verlangsames Anquellen der Mischung. Materialmäßig steht der Gießkunststoff zwischen den Heiß- und Autopolymerisaten.

Palacast wird im Verhältnis 18 g Pulver zu 12,5 ml Flüssigkeit angemischt. Danach muß der Teig je nach Raumtemperatur innerhalb 4 - 5 min. in die Form gegossen werden. Zur Polymerisation bedarf es eines Wärmestoßes.

6.5. Vitallium

Vitallium ist eine Co - Cr - Mo - Legierung und gehört zur Gruppe der sogenannten Stellite. Diese Legierungen zeichnen sich neben guten physikalischen Eigenschaften besonders durch eine hohe Korrosionsbeständigkeit und eine vorzügliche Gewebefreundlichkeit aus.

Die Entwicklung geht auf den Amerikaner HAYNES (1907) zurück.

Weiterentwickelt zum heutigen Vitallium wurde diese Legierung im Jahre 1929 durch PRANGE und ERDLE.

Bei fast gleicher Korrosionsbeständigkeit besitzen die Co - Cr - Mo - Legierungen gegenüber den Goldlegierungen bessere mechanische Eigenschaften und das spezifische Gewicht ist wesentlich geringer.

In der Zahnheilkunde werden Co - Cr - Mo - Legierungen als Guß- und Knetlegierungen verwandt.

Die Versuchskörper (Abb. 20) wurden aus Vitallium nach dem Austenal - Verfahren, erschmolzen im elektrischen Induktionsofen, hergestellt.

Zur Ermittlung des E - Moduls von Vitallium wurde der arithmetische Mittelwert der Messungen von KRÜTZFELDT (32) herangezogen. Daraus ergibt sich ein E - Modul von $2,15 \cdot 10^5 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$.

7. VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

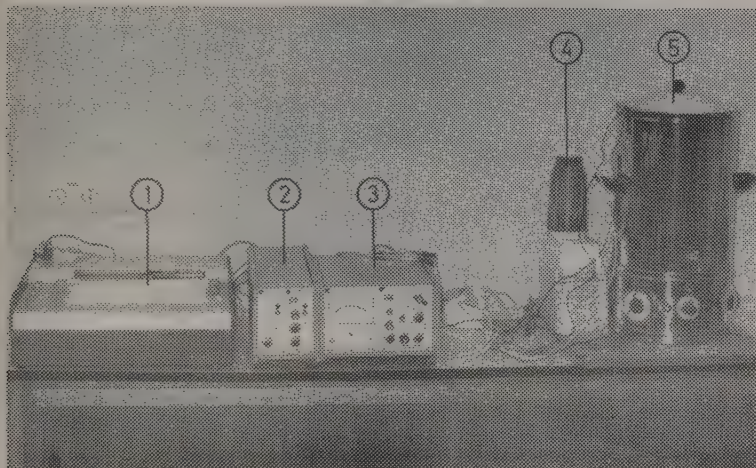


Abb. 24: Versuchsaufbau

Abb. 24 zeigt die Versuchsgерäte, bestehend aus

1. 2 - Kanal Schreiber
2. Thermoelement - Trägerfrequenz - Meßverstärker
3. DMS - Trägerfrequenz - Meßverstärker
4. Thermosflasche mit Eiswasser und Referenzthermoelement
5. Wasserbad - Heißpolymerisationsgerät (im Behälter Küvette, Probekörper und Meßaufnehmer)

Der Versuchsaufbau war bei allen Polymerisationsarten gleich bis auf Gerät Nr. 5.

Bei den Versuchen mit Autoarylaten trat an die Stelle des Heißpolymerisationsgerätes eine hydraulische Presse, bei den Gieß - Polymerisaten ein Druck - Polymerisationsgerät (Abb. 25).

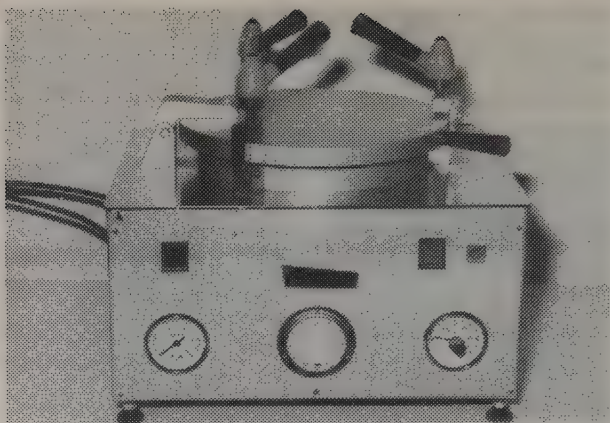


Abb. 25: Druck - Polymerisationsgerät "Resicast"

7.1. "Kugelversuche"

7.1.1. Versuche mit Heißpolymerisat (Paladon 65)

Der Kunststoff wurde nach 6.1. angemischt und in die Gipsform des Küvettenober- und -unterteils gestopft. Mittels Schablone wurde im Teig die Hohlform zur Aufnahme des Kraftaufnehmers geschaffen (Abb. 4).

Danach konnte der kalibrierte und zur Messung vorbereitete und angeschlossene Kugelaufnehmer und das Thermoelement in das Küvettenunterteil (Abb. 3, 4) eingesetzt werden.

Nach dem Aufsetzen des Küvettenoberteils wurde die Küvette unter die hydraulische Presse gestellt und die Preßkraft gleichmäßig und in geringen Intervallen über einen Zeitraum von 15 min. auf 30000 N gebracht.

Die druckbeaufschlagte Küvette blieb solange unter der Presse stehen, bis die Kraft am DMS - Aufnehmer fast auf null zurückgegangen war (Abb. 27). Noch unter der Presse wurde die Küvette mit einem Spannbügel fest verschraubt.

Dann konnte die zum Versuch vorbereitete Küvette ins Heißpolymerisationsgerät, gefüllt mit Wasser von ca. 23 °C, gesetzt werden.

Der Polymerisationsvorgang bei allen Heißpolymethacrylaten (Paladon 65) - auch bei den Versuchen 7.2.1. - lief nach folgendem Programm ab (siehe Abb. 27 und 32):

1. Das Wasserbad wurde langsam während einer Zeit von ungefähr 1 h auf ca. 70°C erwärmt, dann vom Beginn des Versuches an gerechnet bis zur 3. Stunde auf dieser Temperatur konstant gehalten (bei "Segment" Versuchsreihe bis zur 2. Stunde),
2. dann während 0,5 h auf 100°C erhitzt
3. anschließend mit einer Abkühlgeschwindigkeit von $7 - 10^{\circ}\text{C}/\text{h}$ das Wasserbad langsam auf Raumtemperatur abgekühlt (18).

Die Meßdaten - Druck und Temperatur - wurden vom 2 - Kanal - Schreiber synchron aufgezeichnet.

7.1.2. Versuche mit Autoacrylat (Paladur)

Kunststoffteig wurde nach 6.2. hergestellt, Teig, Thermoelement und Kraftaufnehmer nach 7.1.1. in Küvette gebracht, Küvette unter hydraulische Presse gestellt und Preßkraft zügig während einer Minute auf 10000 N erhöht.

Die Küvette blieb solange unter der Presse stehen bis der Prüfkörper wieder Raumtemperatur angenommen hatte (siehe Abb. 28).

Die Meßwerterfassung erfolgte wie bei 7.1.1.

7.2. "Segment" - Versuch

Die "Segment" - Versuchsreihe war unterteilt einmal in Versuche mit reinen Kunststoffprobekörpern und - zum Vergleich - in solche mit Vitallium - Basis und Kunststoff, dann jeweils nochmals in Probekörper mit einer Kunststoffschichtdicke $D = 2,5 \text{ mm}$ und $D = 5 \text{ mm}$.

Bei der gesamten "Segment" - Versuchsreihe wurden Untersuchungen mit Heißpolymerisat (Paladon 65), Autoacrylat (Palapress) und Gieß - Polymerisat (Palacast) durchgeführt. Zur statistischen Auswertung wurde jeder Versuch 5 mal durchgeführt. Diese Anzahl ist ausreichend für eine deskriptive Aussage.

Die Kunststoffschichtstärke in Wachs wurde direkt auf das Modell (reine Kunststoffprobekörper) oder auf die Vitallium - Basis modelliert (Abb. 15, 18).

Bei den Heiß- und Autoacrylatversuchsreihen mußten die Modelle und Metallbasen mit Wachssattel jeweils einzeln mit Moldano - Hartgips in Küvetten eingebettet werden.

Nach dem Wachs - Ausbrühen wurde ein DMS auf jede Metallbasis geklebt (Abb. 20), Thermoelement angebracht und an Meßgeräte angeschlossen (Abb. 24).

Die Metallbasis wurde auf die Länge des DMS vollständig mit Teflon - Folie abgedeckt.

Für die Versuche mit Gieß - Polymerisat (Palacast) wurden die vorbereiteten Modelle und Metallbasen in Spezialeküvetten mit Alginat eingebettet (Abb. 26).

Die weitere Versuchsvorbereitung verlief wie bei den Heiß- und Autoacrylaten. Bei den Versuchen 7.1. und 7.2. erfolgte die Isolierung der Modelle und Gips - Einbettungen mit "Stellon" (Alginatbasis), außer bei Palapress und Palacast. Hier wurde das vom Hersteller vorgeschriebene Isolierset aus Isolier- und Aktivatorflüssigkeit verwandt.

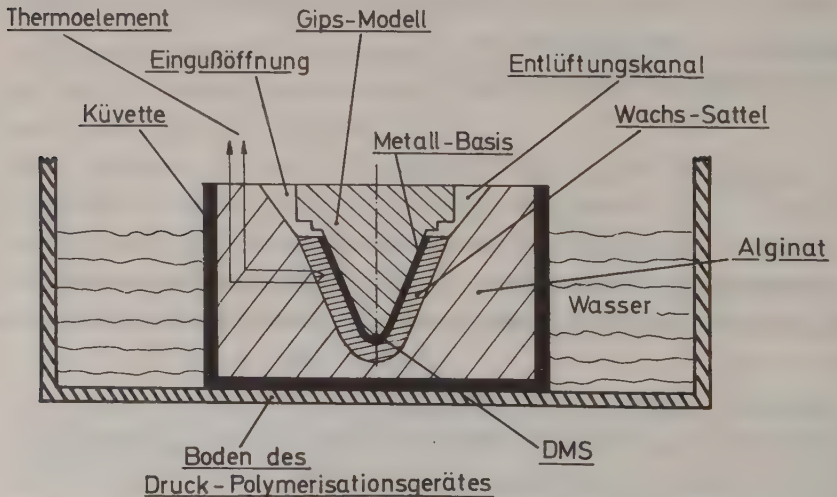


Abb. 26: Schema der Modelleinbettung für Gieß - Polymerisate

7.2.1. Versuche mit Heißpolymerisat (Paladon 65)

Das Anmischen und Stopfen des Kunststoffes geschah wie bei 7.1.1. Abweichend von 7.1.1. erfolgte hier ein Probepressen über ca. 8 min. mit zwischengelegter Polyäthylenfolie. Dann wurde die Küvette wieder geöffnet, Folie und Preßfahne entfernt und Küvette ohne Nachlegen von Kunststoff geschlossen.

Beim eigentlichen Preßvorgang wurde die Preßkraft gleichmäßig während 5 min auf 30000 N erhöht. Danach blieb die belastete Küvette noch 15 min. unter der hydraulischen Presse stehen.

Der weitere Versuchsablauf verlief wie bei 7.1.1.

In jeweils einem Polymerisationsvorgang wurden in getrennten Küvetten ein reiner Kunststoffprobekörper und ein Probekörper mit Metallbasis polymerisiert.

Eine Meßwertaufnahme während des Versuchsablaufs geschah nur bei Probekörpern mit Vitallium - Basis.

7.2.2. Versuche mit Autoacrylat (Palapress)

Das Anmischen des Kunststoffteiges fand nach 6.3. statt.

Der übrige Versuchsablauf war wie bei 7.1.2.

Eine Meßwertaufzeichnung (Kontraktion, Temperatur) wurde ebenfalls nur bei den Probekörpern mit Vitallium - Basis vorgenommen.

7.2.3. Versuche mit Gieß - Polymerisat (Palacast)

Das Pulver - Flüssigkeitsgemisch wurde nach 6.4. hergestellt, gut durchrührt und langsam aber zügig in Küvette (Abb. 26) gegossen. Nach etwa 4 - 5 min. mußte die Küvette dann in das Druck - Polymerisationsgerät (Abb. 25), bis zur halben Küvettenhöhe mit Wasser von 45 °C gefüllt, gegeben werden.

Danach verlief die Polymerisation bei einer Temperatur von ca. 45 °C und einem Druck von $40 \frac{\text{N}}{\text{cm}^2}$ über einen Zeitraum von 45 min. Dann wurde das Polymerisationsgerät geöffnet, Heizung abgeschaltet, Wasser und Probekörper langsam auf Raumtemperatur abkühlen lassen.

8. VERSUCHSERGEBNISSE UND AUSWERTUNG

8.1. "Kugel" - Versuch

Aus jeweils 5 fast identischen Meßwertaufzeichnungen während der Heiß- und Autopolymerisation von Methacrylaten wurden die Diagramme in Abbildung 27 und Abbildung 28 erstellt (s. S. 50 und 51).

Der Polymerisationsablauf bei den Heißpolymerisaten (Abb. 27) läßt sich in folgende Phasen einteilen.

1. Preßvorgang

Durch den Küvettenpreßdruck von 30000 N wird der Kraftaufnehmer mit einem Druck von maximal $400 \frac{\text{N}}{\text{cm}^2}$ belastet. Dieser Druck baut sich langsam durch das Fließen des Kunststoffteiges aus der Trennfuge zwischen Küvettenober- und -unterteil ab. Nach ca. 1 - 2 h ist der Kraftaufnehmer unbelastet.

2. Polymerisationsvorphase

Beim Aufheizen des Wasserbades versucht der verdichtete Kunststoffteig stärker zu expandieren als die Gipsform ($\alpha_{\text{Kunst.}} \gg \alpha_{\text{Gips}}$).

Durch die verschlossene Küvette wird das teilweise verhindert. Als Folge entsteht ein Druck auf die Gips - Hohlform und als Reaktion ein maximaler Druck von 300 N/cm^2 auf den Kraftmeßaufnehmer (Abb. 29a).

Steigt die Temperatur am Ende der Wasserbadaufheizung nur noch langsam an und bleibt eine zeitlang konstant, fällt der Druck durch das Fließen des Kunststoffes aus der Küvettentrennfuge langsam auf fast null ab (Abb. 29b).

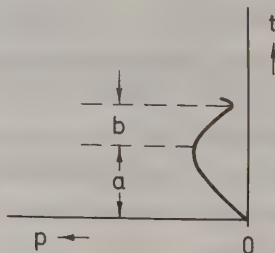


Abb. 29: Polymerisationsvorphase

3. Polymerisationsphase

Beim Einsetzen der Polymerisation steigt der Druck am Kraftmeßaufnehmer durch die Polymerisationsschrumpfung des Kunststoffes zuerst schnell an und erreicht am Ende der Polymerisation einen konstanten Wert (Abb. 30 a) von $p = 800 \text{ N/cm}^2$.

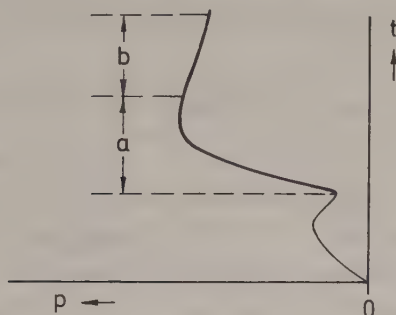


Abb. 30: Polymerisationsphase

Beim nachfolgenden Erhitzen des Wasserbades auf 100°C dehnt sich der polymerisierte feste Kunststoff geringfügig aus und der Kraftaufnehmer zeigt einen kleineren Wert an (Abb. 30 b).

4. Abkühlungsphase

Bei langsamer Abkühlung der Küvette (Abkühlgeschwindigkeit $5 - 10^\circ\text{C/h}$) steigt der Druck am Kraftaufnehmer mit abnehmender Temperatur stark an und erreicht bei Raumtemperatur einen Druck von rund 3000 N/cm^2 .

Diese Erscheinung ist zurückzuführen auf die behinderte Schrumpfung, verursacht durch den großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von PMMA und Stahl ($\alpha_{\text{PMMA}} = 80 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$, $\alpha_{\text{St}} = 12 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$).

Als Folge der behinderten Formänderung wird im Kunststoff eine Eigenspannung induziert.

Bei unbehinderter Kontraktion ist die Hauptschrumpfung in der Polymerisationsphase zu beobachten (41, 62). Eigene Untersuchungen mit einem DMS, also einem quasi

kraft- und trägheitslosen Wegaufnehmer zeigten ähnliche Ergebnisse.

Die Hauptkraftentfaltung findet aber erst während der Abkühlungsphase statt, d.h. mit der Zunahme des E - Moduls (Abb. 31) bei Temperatursenkung.

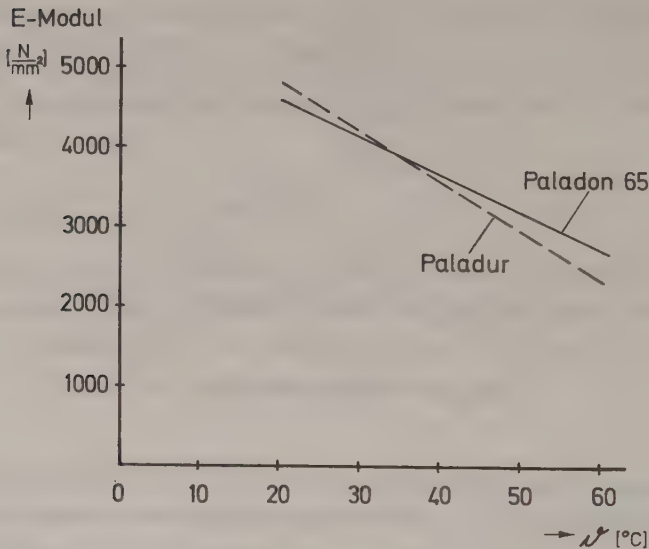


Abb. 31: E - Modul von PMMA in Abhängigkeit von der Temperatur (nach 18)

Im elastischen Bereich ist der Elastizitätsmodul eines Werkstoffes ein Maß für die vorliegende Spannung bei stattfindender Deformation.

Für PMMA liegt bei Raumtemperatur die Elastizitätsgrenze bei ca. 4% lin. Diese physikalische Tatsache verstärkt noch den Effekt der Abkühlungskontraktion, beruhend auf dem Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beteiligten Werkstoffe.

Wird die Küvette nach der Polymerisation schroff abgekühlt, so erhält man das in Abb. 27 gestrichelt dargestellte Ergebnis; der Druck am Kraftaufnehmer geht auf null zurück.

Hiermit scheint die Aussage von JANKE (30) bestätigt zu werden, daß bei schneller Abkühlung nach der Polymerisation von Heißpolymerisaten die Außenhaut eine Lage

einnimmt, die bei Raumtemperatur zu groß ist. Beim weiteren Erkalten der inneren Zonen des Formkörpers entsteht eine nach außen und nicht auf das Massenzentrum gerichtete Schrumpfung, eine innere Spannung wird induziert.

Ähnliche Ergebnisse wurden bei den Versuchen mit Autoacrylat (Paladur) erzielt (Abb. 28). Hier konnte ebenfalls nur eine ausgeprägte Kraft in der Polymerisationsphase gemessen werden. Während der nachfolgenden Abkühlung sank der Druck am Kraftaufnehmer auf null ab.

Durch die umgebene kalte Gipsform und Küvette erstarrte zuerst die Außenhaut des Prüfkörpers.

Die hohe Spitzentemperatur in der Polymerisationsphase bei den Heißpolymerisaten von 115 °C und bei den Autoacrylaten von 85 °C ist auf die relativ große Masse - hohe Reaktionswärme - des Prüfkörpers zurückzuführen. Gemessen wurde an der Außenwand des Kraftaufnehmers. Durch die schlechte Wärmeleitung von PMMA entstand ein Wärmestau im Inneren.

Besonders bei den Autoacrylaten ist die mittlere Temperatur, über dem Prüfkörperquerschnitt aufgetragen, sehr viel geringer als die Spitzentemperatur.

Ein interessantes Versuchsergebnis ist, daß Paladon 65 und Paladur eine vergleichbare große Polymerisationskontraktion zeigen, bei Paladon 65 $p \approx 800 \text{ N/cm}^2$ und bei Paladur $p \approx 650 \text{ N/cm}^2$.

Die gemessenen Kräfte in dieser Versuchsreihe sind nicht als Absolutwerte aufzufassen, sondern sind abhängig von der Geometrie des Probekörpers und des Kraftaufnehmers, Steifigkeit und thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Kraftaufnehmers. Die Werte geben aber Aufschluß über das zeitliche Auftreten der Kontraktionskräfte.

Es ist anzunehmen, daß das Verhalten bei der Polymerisation von Prothesen ähnlich sein wird, besonders da $\alpha_{\text{Gips}} \approx \alpha_{\text{St}}$ ist.

Somit ist die Gesamtkontraktion beim Polymerisationsvorgang eindeutig zu unterteilen in:

1. Polymerisationskontraktion

und

2. Abkühlungskontraktion

Abb.27 Druck/Temperatur-Zeit Diagramm für die Polymerisation von PALADON 65

Proben-Durchmesser $D=35\text{mm}$

Aufnehmer-Durchm. $d=18\text{mm}$

- 1. Kuvetten-Spannbügel geöffnet
- 2. Kontor entfernt
- 3. Probe ausgebettet

Druck

Temperatur

Kuvette in kaltem Wasser abgekühlt

Polymerisation

Pressvorgang

$F_{\text{max}} = 30000\text{ N}$

3000

2500

2000

1500

1000

500

0

$p[\frac{\text{N}}{\text{cm}^2}]$

$\sqrt{t}[\text{sec}]$

140

130

120

110

100

90

80

70

60

50

40

30

20

$t_{\text{vc}}[\text{hr}]$

2

1

0

1

2

3

4

5

6

7

8

9

10

11

12

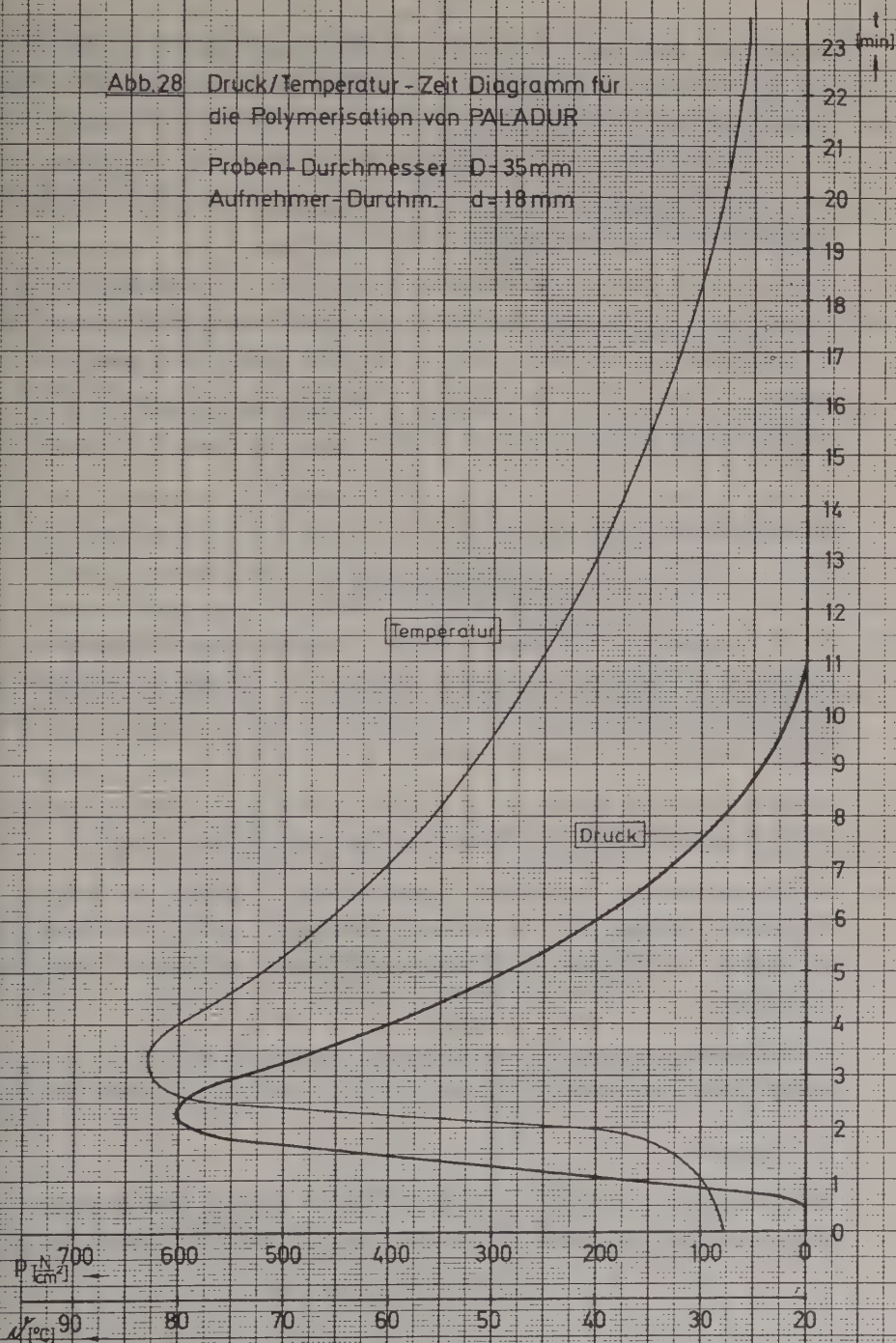
13

14

Abb.28 Druck/Temperatur - Zeit Diagramm für die Polymerisation von PALADUR

Proben - Durchmesser D = 35 mm

Aufnehmer - Durchm. d = 18 mm



Dieses Resultat bestätigt die Auffassung von MARX (36), MAYER (41) und OSBORNE (45) im Gegensatz zu ANDERES (2) und SCHROEDER (53), daß für die Paßform einer Prothese aus PMMA auch die Polymerisationskontraktion mitbestimmend ist, wenn auch die entscheidende Rolle hierbei die Abkühlungskontraktion spielt.

Bei dünnen Platten aus Autoacrylat kann wegen der geringen Temperaturerhöhung die Abkühlungskontraktion fast vernachlässigt werden.

Unbehinderte Schrumpfung findet spannungsfrei statt. Hätte man einen Modell- und Einbettwerkstoff mit der Abbindegenauigkeit von Gips, aber mit dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten von PMMA, so würde die Abkühlungskontraktion unbehindert erfolgen, und man hätte bei der Paßform von Prothesen nur mit der vergleichsweise geringen Polymerisationskontraktion zu rechnen.

8.2. "Segment"- Versuch

8.2.1. Versuchsergebnisse beim Polymerisationsvorgang

Bei der Versuchsreihe "Metallbasis mit Kunststoff" wurde während des gesamten Versuchsablaufs bei Heiß- und Autoacrylaten Temperatur und Dehnung der Metallbasis aufgezeichnet (Abb. 20) und jeweils eine Meßwertaufnahme in Abbildung 32 (Paladon 65) und Abbildung 33 (Palapress) dargestellt (s. S. 56 und 59).

Aus gerätetechnischen Gründen war es unmöglich, während der Polymerisation mit Gieß-Polymerisat für die Auswertung verwendbare Dehnung aufzunehmen.

Zur Verdeutlichung der nachfolgenden Ergebnisse einige Erklärungen: das Aufbiegen der Segment - Schenkel (Abb. 19) verursacht eine negative Dehnung (Stauchung) und das Abbiegen oder Anpressen der Schenkel auf das Modell eine positive Dehnung am Anzeigegerät.

Der Polymerisationsvorgang bei den Probekörpern "Heißpolymerisat und Metallbasis", aufgezeichnet in Abbildung 32, läßt sich wie 8.1. in verschiedene Phasen einteilen.

1. Preßvorgang

Beim Probepressen (siehe 7.2.1.) wird die Küvette mit maximal 10000 N belastet, der verdichtete Kunststoffteig preßt die Metallbasis auf das Modell, dadurch werden die

Schenkel der Basis zusammengebogen. Die Dehnung, aufgenommen von dem aufgeklebten DMS (Abb. 20), steigt auf $\varepsilon = + 100 \mu\text{m}/\text{m} = + 0,01\%$ an und geht dann langsam durch das Fließen des Kunststoffteiges aus der Kuvettentrennfuge zurück und erreicht beim Öffnen der Kuvette den Wert null.

Beim nachfolgenden Preßvorgang (7.2.1.) wird die Kuvettenpreßkraft langsam und in Intervallen auf $P = 30000 \text{ N}$ erhöht, ein maximaler Dehnwert von $\varepsilon = + 0,01\%$ wird gemessen.

Während der anschließenden konstanten Belastung der Kuvette fällt die Dehnung nach ca. 10 min. auf null ab.

Aus der Meßwertaufzeichnung ist zu entnehmen, daß durch die Steifigkeit des Gipsmodells die Metallbasis nur bis zu einem Grenzwert deformiert werden kann.

Die Aufzeichnung der Meßwerte zeigt, daß durch die in der Praxis angewandten Kuvettenpreßdrücke beim Stopfen des Kunststoffteiges Metallbasis und Modell nur elastisch verformt werden und keine bleibende Deformation der Basis zurückbleibt. Wird der Preßvorgang langsam und in kleinen Schritten durchgeführt, stellt sich immer wieder der Ausgangswert ein.

Die von KEMPTER (31) und LEHMANN (34) erwähnte bleibende Verformung der Metallbasis beim Aufpressen des Kunststoffteiges tritt nach dem Ergebnis dieser Untersuchung nicht ein.

2. Polymerisationsvorphase

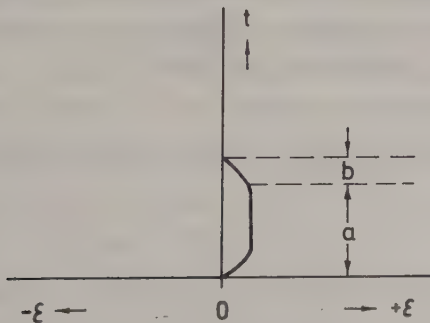


Abb. 34: Polymerisationsvorphase

Während der Wasserbadaufheizung expandiert der Kunststoffteig und preßt die Metallbasis auf das Modell (siehe 8.1.2.). Dabei kommt es zu einem Abbiegen der Basis (Vergleiche Preßvorgang), eine Dehnung von $\epsilon = + 40 \mu\text{m}/\text{m}$ ($+ 0,004\%$) wird registriert (Abb. 34a).

Durch das Fließen des Kunststoffteiges aus der Küvettentrennfuge geht die Dehnungsanzeige langsam gegen null (Abb. 34b).

3. Polymerisationsphase

Der Verlauf ist wie bei 8.1.3.

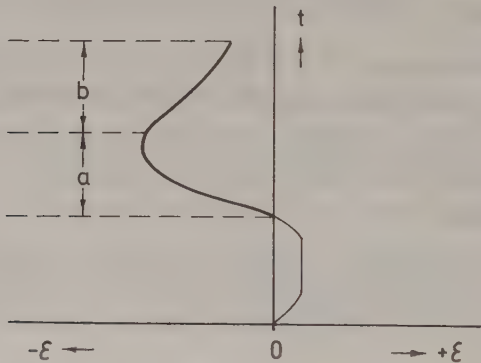


Abb. 35: Polymerisationsphase

Durch die Polymerisationsschrumpfung des Kunststoffes entsteht ein Biegemoment, die Schenkel der Metallbasis werden aufgebogen (vergl. Abb. 18) und der Dehnungswert (Stauchung) steigt auf $\epsilon = - 220 \mu\text{m}/\text{m}$ an (Abb. 35a).

Beim anschließenden Aufheizen des Wasserbades und der Küvette auf 100°C dehnt sich die feste Kunststoffschicht aus und die Biegung der Basis geht zurück (Abb. 35b).

4. Abkühlungsphase

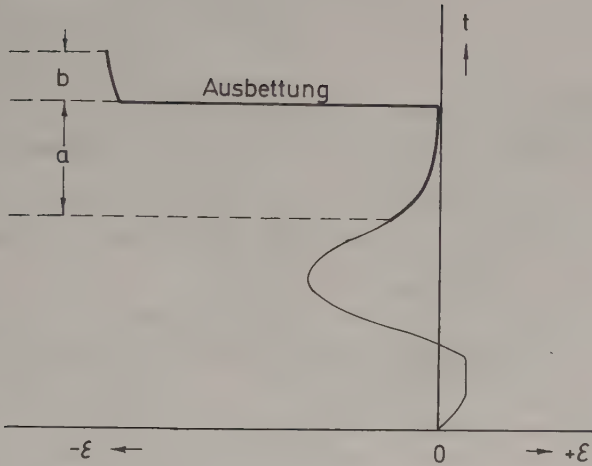


Abb. 36: Abkühlungsphase

Beim Abkühlen der Küvette (Abkühlgeschwindigkeit $5 - 10 \text{ }^{\circ}\text{C/h}$) auf Raumtemperatur kontrahiert der Gips, und die den Probekörper umgebende Form nimmt die ursprüngliche Größe wieder ein, der Prüfkörper muß dieser Dimensionsänderung folgen (Abb. 36a) und die eigene Formänderung aufgrund der Abkühlungskontraktion des Kunststoffes wird unterdrückt - die Induktion einer inneren Spannung im Kunststoff ist die Folge.

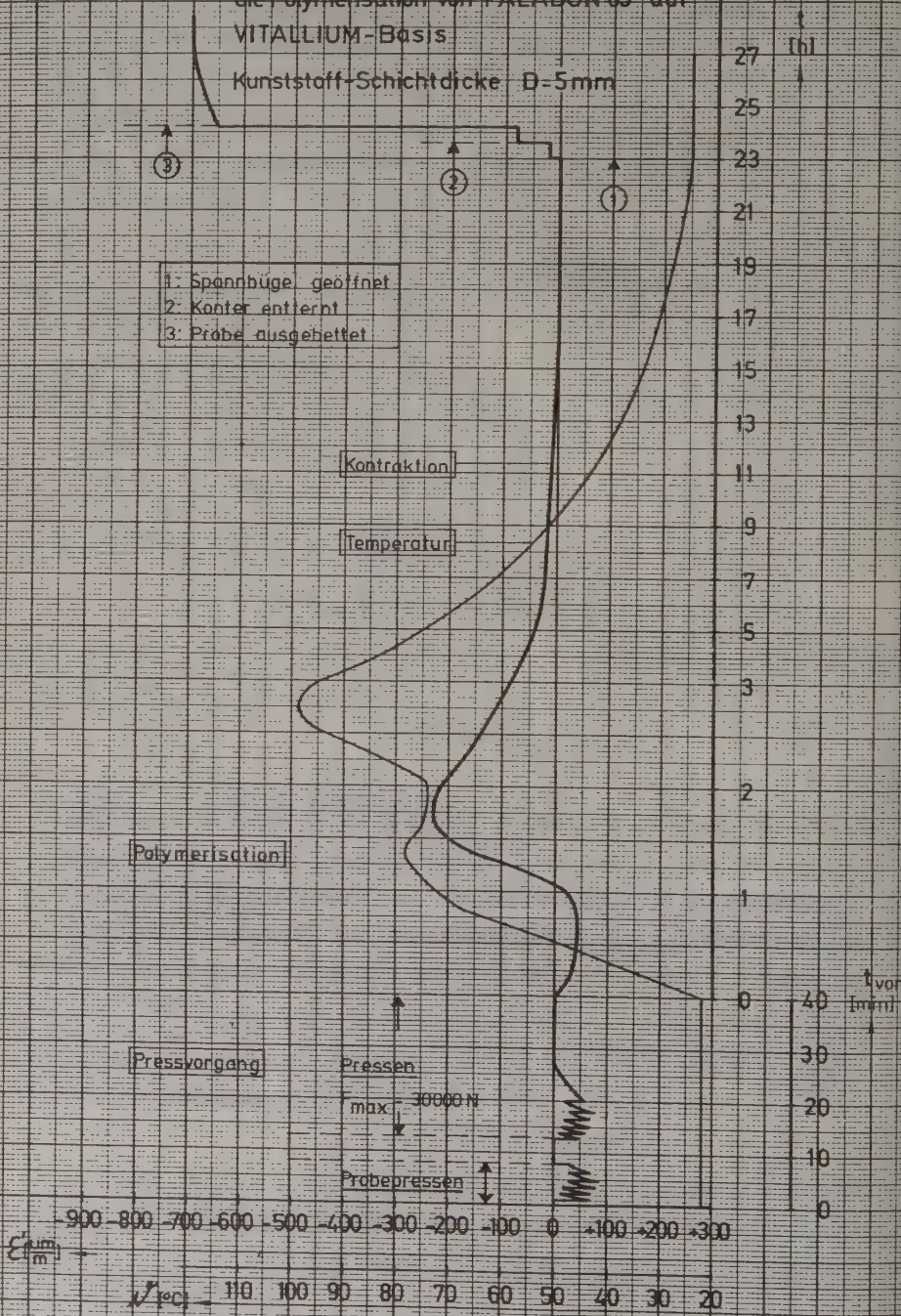
Erst beim Ausbetten der Probe werden diese verborgenen Spannungen schlagartig frei, durch die Kontraktion des Kunststoffes wird die Metallbasis aufgebogen, der Dehnungswert steigt auf $\epsilon = -650 \text{ } \mu\text{m/m}$ ($-0,065\%$) an.

Diese starke Zunahme der Dehnung von $-220 \text{ } \mu\text{m/m}$ (Polymerisationskontraktion) auf $-650 \text{ } \mu\text{m/m}$ kann nur durch den großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Vitallium und PMMA erklärt werden.

Abb.32 Kontraktion/Temperatur-Zeit Diagramm für die Polymerisation von PALADON 65 auf VITALLIUM-Basis

Kunststoff-Schichtdicke $D=5\text{mm}$

- 1: Spannbügel geöffnet
- 2: Kontor entfernt
- 3: Probe ausgeheftet



Durch diese physikalische Erscheinung (innere Spannung im Kunststoff) läßt sich auch der Mißerfolg erklären beim Versuch, durch pilzförmige Retentionslöcher im OK - Gipsmodell bei der Polymerisation mit Heißpolymerisat eine bessere Paßgenauigkeit zu erzielen. Werden die Zapfen nach der Polymerisation abgetrennt, liegt die Prothesenplatte nicht mehr am Modell an (39).

Nach dem Ausbetten ist noch eine geringe weitere Aufbiegung der Probe zu beobachten (Abb. 36b).

Entweder geht eine Resteigenspannung in Deformation über (Kaltfließen), oder es findet eine Nachpolymerisation mit Kontraktion oder beides zusammen statt.

MARX (39) stellte bei seinen Untersuchungen mit verschiedenen Polymethacrylaten ebenfalls nach dem Ausbetten eine weitere Schrumpfung fest.

Der Polymerisationsablauf bei den Proben aus Autoacrylat (mit Metallbasis) läßt sich in die gleichen Phasen wie die Heißpolymerisation einteilen und ist in Abbildung 33 aufgezeichnet.

1. Preßvorgang

Die Auswirkung des Stopf - Pressens auf die Dehnungsanzeige ist wegen der geringeren Küvettenpreßkraft und der geringeren Viskosität des Kunststoffteiges (fließt schneller aus Trennfuge) zu vernachlässigen.

2. Polymerisationsvorphase

Da während der Polymerisationsvorphase keine Temperaturveränderung des Kunststoffteiges stattfindet, bleibt die Lage der Metallbasis unverändert und somit die Dehnungsanzeige null (Abb. 37a).

3. Polymerisationsphase

Diese Phase ist in Tendenz und Ausmaßen fast identisch bei Palapress und Paladon 65. Hier erreicht die Dehnungsanzeige $\varepsilon = - 270 \mu\text{m}/\text{m}$ ($- 0,027\%$) (Abb. 37b).

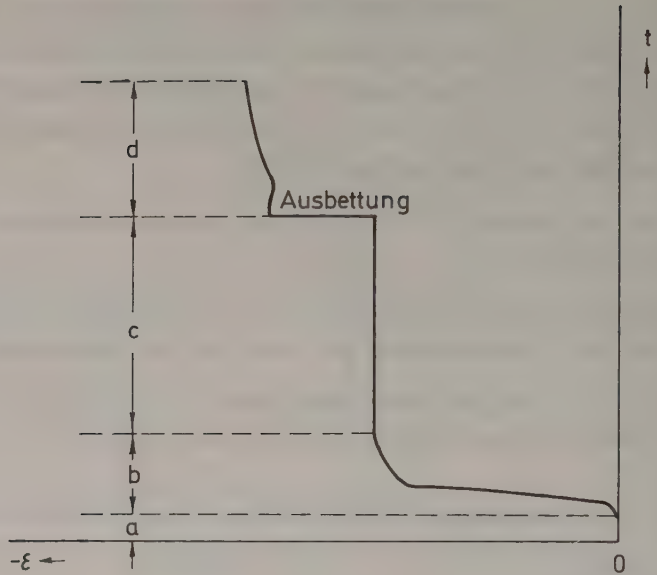


Abb. 37: Autopolymerisation

4. Abkühlungsphase

Die Abkühlung der Probe von ca. 55°C auf Raumtemperatur verläuft innerhalb kurzer Zeit, begünstigt durch die große Masse der umgebenden "kalten" Gipsform. Dabei erhöht sich die Temperatur der Küvette kaum. Somit verändert sich die Lage des Probekörpers zur Gipsform und ebenfalls die Dehnanzeige nicht (Abb. 37 c).

Im Gegensatz zur Gipsform wurde die Metallbasis stark erwärmt (geringe Masse, gute Wärmeleitung). Dadurch und durch die gute mechanische Verbindung zwischen festem Kunststoff und Metall wird während der Abkühlung der Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Metall und Kunststoff wirksam (Abb. 18). Die daraus resultierende Formänderung wird durch die starre Umgebung unterdrückt und eine Spannung im Kunststoff induziert.

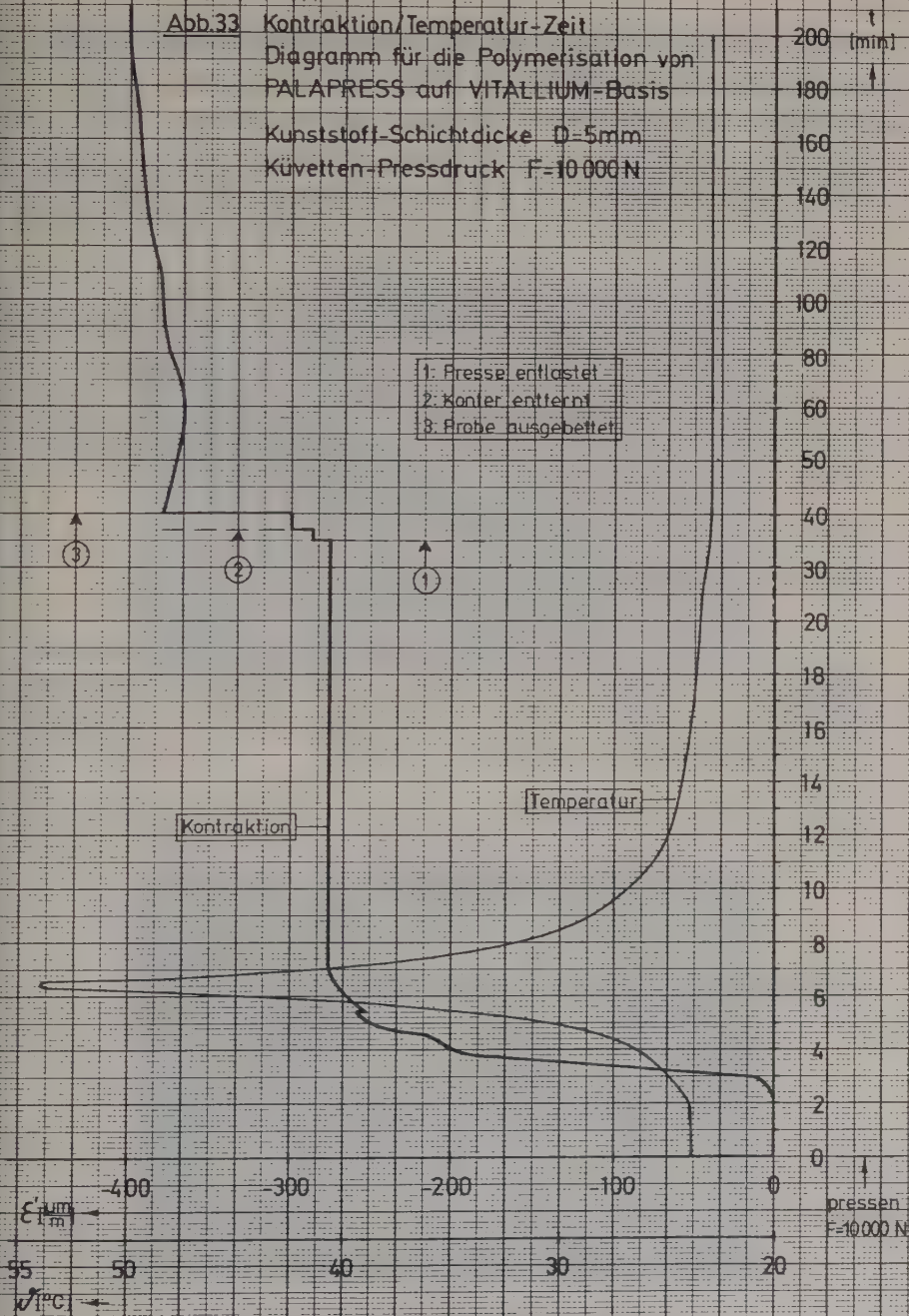
Beim Ausbetten der Probe wird diese verborgene Spannung in eine weitere Kontraktion des Kunststoffes umgewandelt.

Ein Biegemoment entsteht, die Metallbasis wird zusätzlich aufgebogen, die Dehnanzeige steigt auf $\epsilon = -380 \mu\text{m/m}$ ($-0,038\%$) an.

Abb.33 Kontraktion/Temperatur-Zeit
Diagramm für die Polymerisation von
PALAPRESS auf VITALLIUM-Basis

Kunststoff-Schichtdicke $D=5\text{mm}$

Küvetten-Pressdruck $F=10\,000\text{N}$



Nach dem Ausbetten der Probe ist nach anfänglichem Stillstand und Rückgang eine weitere Aufbiegung zu beobachten (Abb. 37 d).

Die Erklärung hierfür ist die gleiche wie bei den Heißpolymerisaten. Vergleicht man die Ergebnisse bei Heiß- und Autopolymerisation, so fällt auf, daß die Schrumpfung in der Polymerisationsphase bei der Probe aus Autoacrylat geringfügig größer ist als bei der aus Heißpolymerisat, was eventuell durch den höheren Monomeranteil zu erklären ist.

24 h nach dem Ausbetten beträgt bei der Probe aus Heißpolymerisat die Gesamtdehnung $\varepsilon = -700 \mu\text{m/m}$ und aus Autopolymerisat $\varepsilon = -400 \mu\text{m/m}$. Somit ist die Verwerfung bei der Probe aus Heißpolymerisat fast doppelt so hoch wie bei der Probe aus Autopolymerisat, verursacht durch die größere Abkühlungskontraktion bei Heißpolymerisat.

8.2.2. Versuchsergebnisse nach der Polymerisation

Nach dem Ausbetten wurden die Probekörper 24 h trocken und bei Raumtemperatur gelagert, danach die Änderung der Basislänge Δl , bei den reinen Kunststoffproben zusätzlich die Spaltbreite a , gemessen, die Werte in den Tabellen 1 - 4 eingetragen und in den Abbildungen 38 - 40 graphisch dargestellt.

Aus den Ergebnissen der Einzelmessungen x_i wurde der arithmetische Mittelwert

$$x_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (24)$$

berechnet und damit die Standardabweichung

$$S = \pm \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - x_m)^2} \quad (25)$$

bestimmt.

In den Gl. (24) und (25) steht n für die Anzahl der Versuche und beträgt fünf.

Die Standardabweichung als Ausdruck der Meßgenauigkeit setzt sich zusammen aus dem Gesamtmeßfehler der Meßanordnung und den herstellungsbedingten Materialunterschieden und hat eine wichtige Aussagekraft zur Beurteilung eines Versuchsergebnisses.

An den Abbildungen 41 und 42 sind die errechneten Mittelwerte und Standardabweichungen graphisch abgebildet.

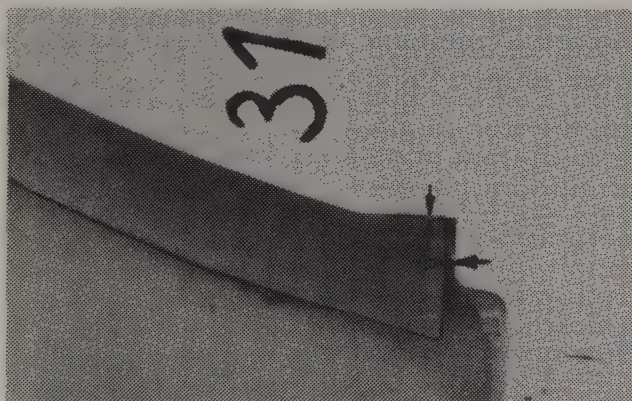


Abb. 43: Probekörper aus Paladon 65 nach der Polymerisation

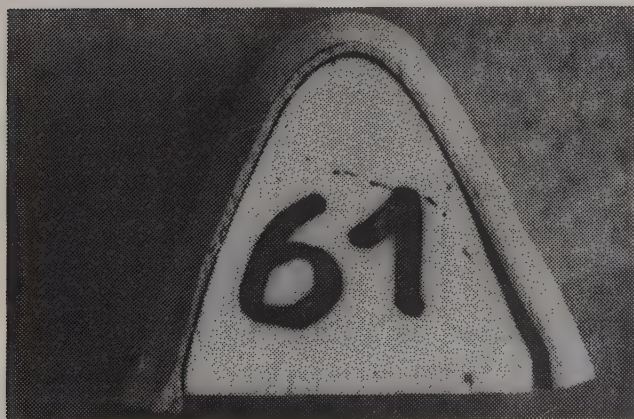


Abb. 44: Probekörper "Metallbasis und Paladon 65" nach der Polymerisation

Der Unterschied der Paßform bei reinen Kunststoffprobekörpern und bei solchen mit Metallbasis ist aus Abbildung 43 und 44 deutlich zu erkennen.

Der reine Kunststoffprobekörper liegt relativ satt auf dem Modell, nur an der Probekörperunterseite und im Bereich der Meßlänge (Pfeile) zeigt sich ein kleiner Spalt.

Bei Probekörper mit Metallbasis ist die Inkongruenz zwischen Basis und Modell so groß, daß nur noch Kontakt im Scheitelpunkt besteht.

Die entsprechenden Meßwerte in Tabelle 1 - 4 und in Abbildung 38 - 42 verdeutlichen dieses optische Ergebnis.

Segment - Versuch: Kunststoff auf Vitallium - Basis

Versuch Nr.	Kunststoff	Dicke D [mm]	l _n [mm]	l _v [mm]	Δl [mm]	Δl _m [mm]	S _I [mm]	ε' [μm/m]	ε _{Korr.} [μm/m]	σ' _b [N/mm²]	d [mm]	b [mm]	W _b [mm²]	M _b [Nmm]	M _{bm} [Nmm]	S _M [Nmm]
1	Paladon 65	2,5	17,72	16,92	0,79			858	833	178,80	0,50	18,0	0,750	134,10		
2		2,5	17,64	16,87	0,77			760	738	158,41	0,50	18,3	0,763	120,86		
3		2,5	17,73	16,87	0,86	0,82 ± 0,047		898	872	187,17	0,51	18,5	0,802	150,11	139,69	± 15,65
4		2,5	17,58	16,77	0,81			850	825	177,08	0,50	18,0	0,750	132,81		
5		2,5	17,89	17,01	0,88			1030	1000	214,64	0,49	18,7	0,748	160,55		
6	Paladon 65	5	17,48	16,95	0,53			700	680	145,96	0,50	18,0	0,750	109,47		
7		5	17,34	16,80	0,54			690	670	143,81	0,50	18,3	0,763	109,73		
8		5	17,28	16,66	0,62	0,57 ± 0,036		720	699	150,04	0,51	18,5	0,802	120,33	114,55	± 6,03
9		5	17,33	16,75	0,58			700	680	145,96	0,50	18,3	0,763	111,37		
10		5	17,45	16,89	0,56			790	767	164,63	0,49	18,5	0,740	121,83		
11	Palapress	2,5	17,18	16,81	0,37			285	277	59,46	0,47	18,3	0,674	40,07		
12		2,5	17,21	16,83	0,39			318	309	66,32	0,49	18,4	0,736	48,81		
13		2,5	17,08	16,73	0,35	0,36 ± 0,028		280	272	58,38	0,50	18,1	0,754	44,02	42,81	± 3,88
14		2,5	16,70	16,32	0,38			304	295	63,32	0,47	18,1	0,666	42,17		
15		2,5	16,73	16,41	0,32			240	233	50,01	0,50	18,7	0,779	38,96		

Tabelle 1

Segment - Versuch: Kunststoff auf Vitalium - Basis

Versuch Nr.	Kunststoff	Dicke D [mm]	l_n [mm]	l_v [mm]	Δl [mm]	Δl_m [mm]	S_l [mm]	ϵ' [$\frac{1}{mm}$]	$\epsilon_{Korr.}$ [$\frac{1}{mm}$]	σ'_b [$\frac{N}{mm^2}$]	d [mm]	b [mm]	W_b [mm^2]	M_b [Nm]	M_{bm} [Nm]	S_M [Nm]
16	Palapress	5	17,14	16,83	0,31			280	272	58,38	0,47	18,3	0,674	39,35		
17		5	17,21	16,80	0,41			375	364	78,13	0,49	18,4	0,736	57,50		
18		5	17,08	16,71	0,37	0,38	$\pm 0,42$	330	320	68,69	0,50	18,1	0,754	51,79	51,25	$\pm 8,84$
19		5	16,81	16,41	0,40			356	346	74,27	0,45	18,4	0,621	46,12		
20		5	17,00	16,59	0,41			391	380	81,56	0,50	18,1	0,754	61,50		
21	Palacast	2,5	16,79	16,47	0,32			260	252	54,09	0,47	18,1	0,666	36,02		
22		2,5	16,86	16,60	0,26			200	194	41,64	0,50	18,1	0,754	31,40		
23		2,5	16,66	16,41	0,25	0,28	$\pm 0,29$	190	184	39,49	0,49	18,4	0,736	29,07	35,39	$\pm 5,34$
24		2,5	16,61	16,31	0,30			270	262	56,24	0,47	18,3	0,674	37,90		
25		2,5	16,79	16,50	0,29			271	263	56,45	0,50	18,1	0,754	42,56		
26	Palacast	5	16,79	16,56	0,23			181	176	37,78	0,45	18,4	0,621	23,46		
27		5	17,17	16,90	0,27			255	248	53,23	0,50	18,7	0,779	41,47		
28		5	16,73	16,39	0,34	0,29	$\pm 0,42$	281	273	58,60	0,48	18,3	0,703	41,19	37,96	$\pm 8,13$
29		5	16,92	16,61	0,31			276	268	57,52	0,49	18,5	0,740	42,57		
30		5	16,99	16,71	0,28			253	246	52,80	0,50	18,7	0,779	41,13		

Tabelle 2

Segment - Versuch: Kunststoffprobekörper

Versuch Nr.	Kunststoff	Dicke D [mm]	l_n [mm]	l_v [mm]	Δl [mm]	Δl_m [mm]	S_l [mm]	a [mm]	a_m [mm]	S_a [mm]
31	Paladon 65	2,5	17,10	16,99	0,11			0,13		
32		2,5	17,12	17,00	0,12			0,16		
33		2,5	17,12	16,98	0,14	0,13	$\pm 0,028$	0,14	0,15	$\pm 0,019$
34		2,5	17,09	16,91	0,18			0,15		
35		2,5	17,07	16,95	0,12			0,18		
36	Paladon 65	5	17,14	17,00	0,14			0,17		
37		5	16,92	16,76	0,16			0,19		
38		5	17,04	16,94	0,10	0,16	$\pm 0,04$	0,24	0,20	$\pm 0,027$
39		5	17,14	16,93	0,21			0,18		
40		5	17,07	16,90	0,17			0,20		
41	Palapress	2,5	17,03	16,91	0,12			0,10		
42		2,5	16,96	16,91	0,05			0,08		
43		2,5	16,94	16,90	0,04	0,07	$\pm 0,031$	0,09	0,09	$\pm 0,010$
44		2,5	17,00	16,93	0,07			0,10		
45		2,5	17,05	16,99	0,06			0,08		

Tabelle 3

Segment – Versuch: Kunststoffprobekörper										
Versuch Nr.	Kunststoff	Dicke D [mm]	l_n [mm]	l_v [mm]	Δl [mm]	Δl_m [mm]	S_t [mm]	a [mm]	a_m [mm]	S_a [mm]
46	Palapress	5	17,06	16,99	0,07			0,11		
47		5	17,09	17,00	0,09			0,12		
48		5	17,10	17,01	0,09	0,09	$\pm 0,011$	0,13	0,12	$\pm 0,019$
49		5	17,10	17,02	0,08			0,14		
50		5	17,09	16,99	0,10			0,09		
51	Palacast	2,5	17,16	17,04	0,12			0,14		
52		2,5	17,15	17,02	0,13			0,17		
53		2,5	17,13	17,02	0,11	0,13	$\pm 0,04$	0,10	0,13	$\pm 0,029$
54		2,5	17,09	17,01	0,08			0,11		
55		2,5	17,21	17,02	0,19			0,15		
56	Palacast	5	17,13	17,02	0,11			0,17		
57		5	17,24	17,02	0,22			0,23		
58		5	17,16	17,03	0,13	0,15	$\pm 0,049$	0,18	0,18	$\pm 0,028$
59		5	17,17	17,00	0,17			0,16		
60		5	17,11	17,01	0,10			0,17		

Tabelle 4

Δl
[mm]

0,9

0,8

0,7

0,6

0,5

0,4

0,3

0,2

0,1

D = 25 mm

Kunststoff+Vitallium-Basis

D = 5 mm

Kunststoff-Basis

D = 5 mm

D = 2,5 mm

$\rightarrow n_{\text{Proben}}$

Abb.38 Änderung der Meßlänge für Paladon 65

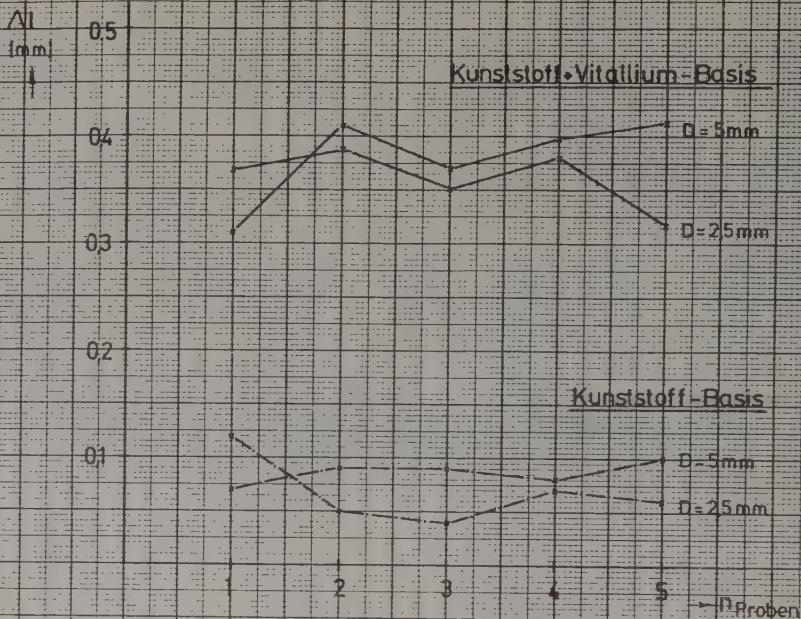


Abb.39 Änderung der Meßlänge für Palapress

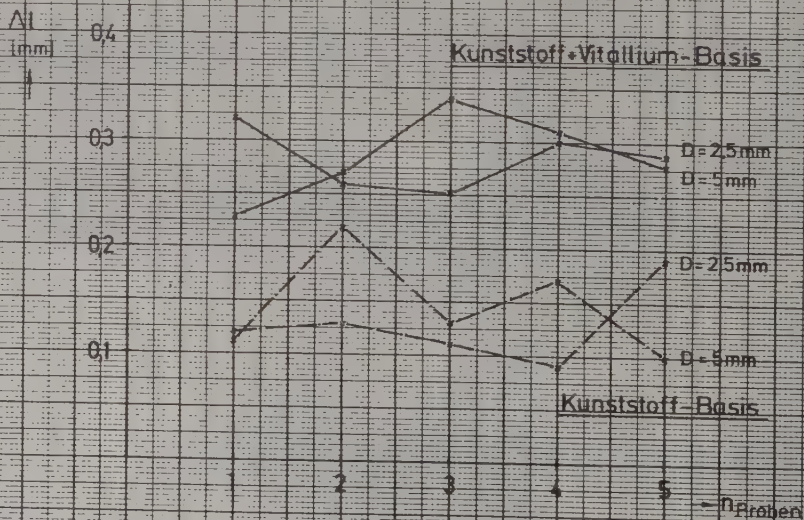
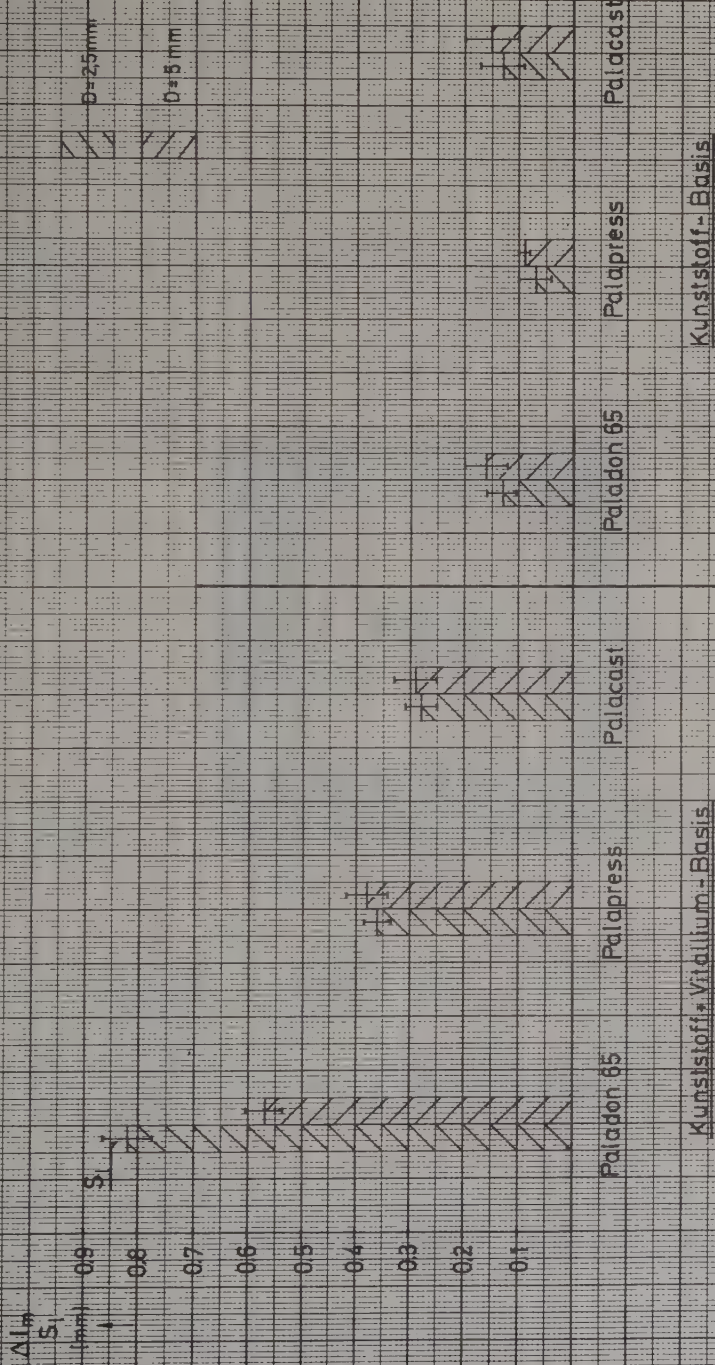


Abb.40 Änderung der Meßlänge für Palacast



Mittlere Längenänderung ΔL_m und Standardabweichung S_i

Abb. 41

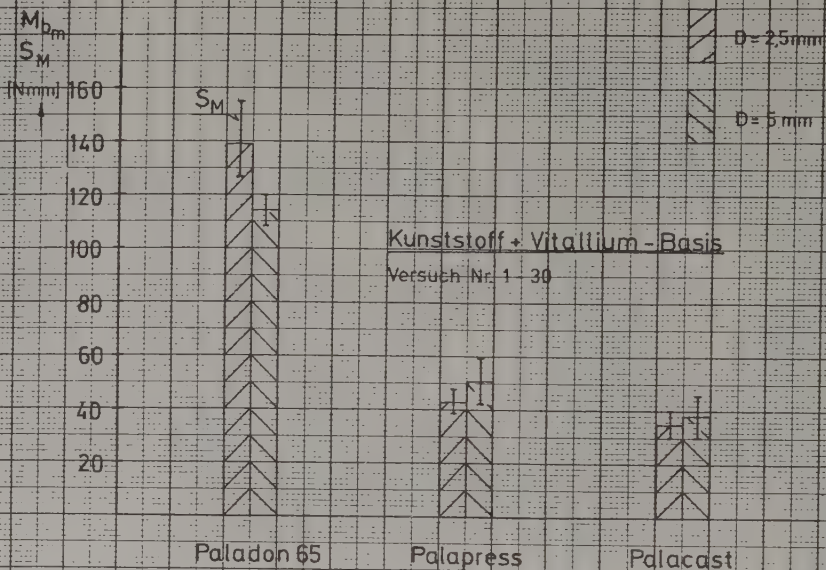


Abb.46 Mittleres Biegemoment M_{b_m} und Standardabweichung S_M

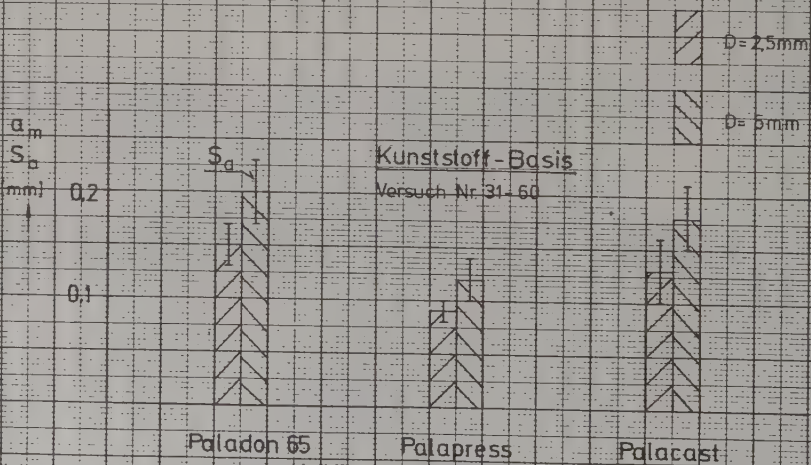


Abb.42 Mittlere Spaltbreite a_m und Standardabweichung S_a

Nach dem Ausmessen wurde bei den Proben mit Metallbasis der DMS wieder an die Dehnungsmeßeinrichtung angeschlossen, auf Null abgeglichen und der Kunststoff im Bereich des Scheitels bis auf die Teflon - Isolation durchtrennt.

Damit wurde die innere Spannung im Kunststoff gelöst, und die Metallbasis konnte sich, da auf die Länge des DMS durch Teflon - Folie vom Kunststoff isoliert, zurückstellen.

Beim Reponieren auf das Gipsmodell (Abb. 45) und anschließendem Ausmessen zeigte es sich, daß die Metallbasis ihre ursprüngliche Form wieder eingenommen hatte. Die Deformation beim Polymerisationsvorgang war rein elastisch erfolgt.

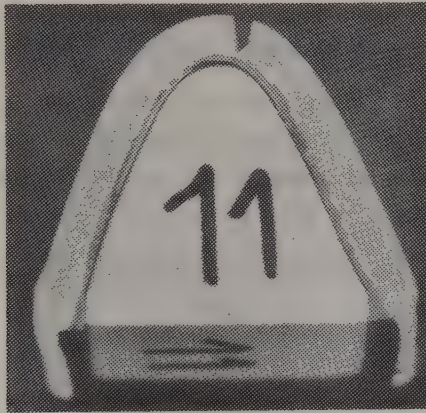


Abb. 45: Probe "Metallbasis + Kunststoff" mit aufgetrennter Kunststoffsicht auf Modell reponiert

Aus diesem Grunde war es möglich, die beim Aufschneiden gewonnenen Dehnwerte

ε zur Berechnung der maximalen Biegespannung $\sigma_{b \max}$ beim Polymerisationsvorgang nach Gl. (20) heranzuziehen. Die größte Biegespannung von 215 N/mm^2 lag weit unter $\sigma_{0,1} = 650 \text{ N/mm}^2$ (32) und somit im Hooke'schen Bereich.

Hiermit und mit Gl. (22) wurde das maximale Biegemoment $M_{b \max}$ bestimmt.

Für die jeweiligen Parallelversuche wurde nach Gl. (24) der arithmetische Mittelwert der Biegemomente und mit Gl. (25) die Standardabweichung der Biegemomente berechnet.

Alle erwähnten Meßwerte und Berechnungen wurden in Tabelle 1 - 2 eingetragen und die mittleren maximalen Biegemomente mit Standardabweichung in Abbildung 46 graphisch dargestellt.

Zur Verdeutlichung und Beurteilung sollen die Ergebnisse noch einmal kurz zusammengefaßt und diskutiert werden.

Bei der Versuchsreihe mit Metallbasis wurde eine mittlere Basislängenänderung Δl_m bei Paladon 65 von 0,82/0,57 mm, bei Palapress von 0,36/0,38 mm und bei Palacast von 0,28/0,29 mm verzeichnet. Bei den reinen Kunststoffprobekörpern trat eine mittlere Basislängenänderung Δl_m mit Paladon 65 von 0,13/0,16 mm, mit Palapress von 0,07/0,09 mm und mit Palacast von 0,13/0,15 mm auf (Abb. 41, Tab. 1 -

Der erste Wert gilt jeweils für 2,5 mm, der zweite für 5 mm Kunststoffschichtstärke.

Auffällig ist, daß bei allen Versuchsreihen die Längenänderung Δl_m bei der dickere Kunststoffschicht geringfügig größer ist, außer bei der Untersuchung "Metallbasis mit Heißpolymerisat". Hier ist bei den Versuchen mit einer Kunststoffschichtstärke

$D = 2,5$ mm die Längenänderung Δl_m weitaus größer als bei den Versuchen mit $D = 5$ mm.

Die Tendenz dieses Ergebnisses soll anschließend mit verschiedener Kunststoffschichtstärke getrennt nachkontrolliert werden.

Die größere Basislängenänderung Δl mit zunehmender Kunststoffschichtstärke D kann eventuell aus folgender Überlegung erklärt werden (Abb. 47).

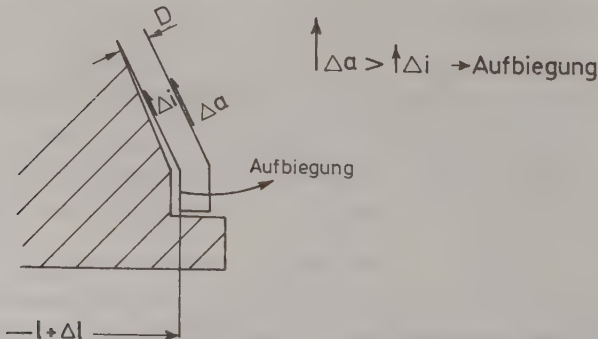


Abb. 47: Schema der Basislängenänderung Δl im Vergleich zur Kunststoffschichtdicke D

Mit zunehmender Schichtstärke D wird der äußere Umfang a der Probe größer. Wenn mit ε die Schrumpfung des Kunststoffes und mit i der innere Umfang bezeichnet wird, so ist

$$\Delta a = \varepsilon \cdot a$$

und

$$\Delta i = \varepsilon \cdot i$$

Da $\Delta a > \Delta i$ ist, resultiert hieraus ein Aufbiegen der Probe.

Beim Vergleich der Versuchsergebnisse wird ganz deutlich, daß hinsichtlich Paßgenauigkeit die Probekörper mit Metallbasis den reinen Kunststoffprobekörpern weit unterlegen sind.

Die theoretischen Überlegungen in Abbildung 15 und 18 scheinen somit voll bestätigt zu werden.

Bei reinen Kunststoffprobekörpern ist die Schrumpfung bei der Polymerisation in allen Richtungen möglich (Pfeile in Abb. 15), unbehinderte Schrumpfung vorausgesetzt, d.h. gute Isolierung der Gips - Einbettung und keine Schrumpfunglenkung. Durch Schrumpfung in Richtung Kunststoffmittellinie entsteht der Spalt a zwischen Probekörper und Modell.

Bei den Proben mit Metallbasis (Abb. 18) wird beim Polymerisationsvorgang das Schrumpfen in Richtung Kunststoffmittellinie bei guter mechanischer Verbindung zwischen Metall und Kunststoff unterbunden. Die Induktion einer inneren Spannung im Kunststoff, begünstigt durch den großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Vitallium und PMMA, ist die Folge. Hieraus resultiert ein Biegemoment, das das Aufbiegen der Probekörperschenkel verursacht.

Das Verhalten bei Prothesen wird ähnlich sein. KEMPTER (31) und LEHMANN (34) stellten bei ihren vergleichenden Untersuchungen eine schlechtere Paßgenauigkeit bei Prothesen mit Metallbasis als bei reinen Kunststoffprothesen fest.

Als besonders nachteilig zu beobachten ist eine Torsion bei UK - Prothesen mit steilem Sattel (34), verursacht durch die kompliziertere Form.

Bei der Versuchsreihe mit Metallbasis verhält sich entsprechend der Größe der Längenänderung Δl auch das auftretende Biegemoment M_b und die Biegespannung σ_b

und die max. Durchbiegung

$$f_m = \frac{F \cdot c^3}{8 \cdot E \cdot J} \quad (28)$$

Durch Einsetzung von Gl. (27) wird Gl. (28)

$$f_m = \frac{M_{b_{\max}} \cdot c^2}{4 \cdot E \cdot J} \quad (29)$$

E ist der Elastizitätsmodul von Vitallium mit $2,14 \cdot 10^5 \text{ N/mm}^2$,

J ist das Flächenträgheitsmoment der Basis und beträgt

$$J = \frac{b \cdot d^3}{12} \quad (30)$$

Die Basislängenänderung Δl ist dann (Abb. 50)

$$\Delta l = 2 \cdot \sin \alpha \cdot f_m \quad (31)$$

Der Winkel α der Basis beträgt 68° und $\sin \alpha = 0,926$; $c = 22 \text{ mm}$.

Nachfolgend sollen die Basislängenänderungen einiger Versuche nachgerechnet werden.

Für Versuch Nr. 1 (Tab. 1) ist $J = 0,1875 \text{ mm}^4$

$$\Delta l = 2 \cdot 0,926 \cdot \frac{22^2}{4 \cdot 2,14 \cdot 10^5} \cdot \frac{M_{b_{\max}}}{J}$$

$$\Delta l = 1,047 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{M_{b_{\max}}}{J}$$

$$\Delta l = 1,047 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{134,1}{0,1875} \text{ mm}$$

$$\Delta l = 0,75 \text{ mm } (0,79 \text{ mm})$$

In Klammern ist zum Vergleich der gemessene Wert angegeben. Die errechnete Basislängenänderung ist nur um ca. 5% kleiner als die gemessene.

Für Versuch Nr. 5 beträgt $J = 0,1833 \text{ mm}^4$,

$$\Delta l = 1,047 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{160,55}{0,1833} \text{ mm}$$

$$\Delta l = 0,91 \text{ mm (0,88 mm)}$$

Für Versuch Nr. 13 beträgt $J = 0,1875 \text{ mm}^4$,

$$\Delta l = 1,047 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{44}{0,1875} \text{ mm}$$

$$\Delta l = 0,25 \text{ mm (0,35 mm)}$$

Mit diesem Verfahren besteht nun die Möglichkeit, die Deformation der Basis während der Polymerisation aus der gemessenen Dehnung über Biegespannung und Biegemoment zu berechnen.

Die beste Paßgenauigkeit überhaupt wurde bei den reinen Kunststoffproben mit Palapress erzielt, gefolgt von Palacast und Paladon 65.

Diese Reihenfolge war aufgrund der Abkühlungskontraktion - sprich Höhe der Polymerisationstemperatur - zu erwarten (7.2.). Nach Abbildung 32 und 33 ist die Polymerisationskontraktion von Heiß- und Autopolymerisat fast gleich.

Erstaunlicherweise trat diese Reihenfolge bei der Versuchsreihe mit Vitallium - Basis nicht ein.

Hier war die Paßform von Palacast besser als die von Palapress.

Die bei der Polymerisation induzierte innere Spannung und das sich daraus ergebende Biegemoment muß bei Palacast kleiner sein als bei Palapress. Diese Erscheinung läßt sich vielleicht mit einer größeren Wasseraufnahme - damit gelockerter Molekülverband - während der Polymerisation erklären. Die Einbettmasse bei Palacast (Hydrocolloid) enthält sehr viel mehr Wasser als bei Palapress (Gips).

Zur besseren Beurteilung der erwähnten Beobachtung bei Paladon 65 mit Metallbasis wurde eine ergänzende Versuchsreihe mit Kunststoffschichtstärken von $D = 1,25$ mm, $3,75$ mm, $5/10$ mm und $6,25$ mm vorgenommen. $5/10$ mm bedeutet eine Schichtstärke von 5 mm im Bereich der Schenkel und 10 mm im Bereich des Scheitels.

Der Polymerisationsvorgang verlief wie bei 7.2.1.

Für jede Schichtstärke wurden 3 Parallelversuche durchgeführt.

Nach der Polymerisation wurden die Proben 24 h lang bei Raumtemperatur trocken gelagert und anschließend vermessen.

Die Meßergebnisse und der arithmetische Mittelwert jeder Gruppe wurde in Tabelle 5 eingetragen und in Abbildung 48 graphisch dargestellt.

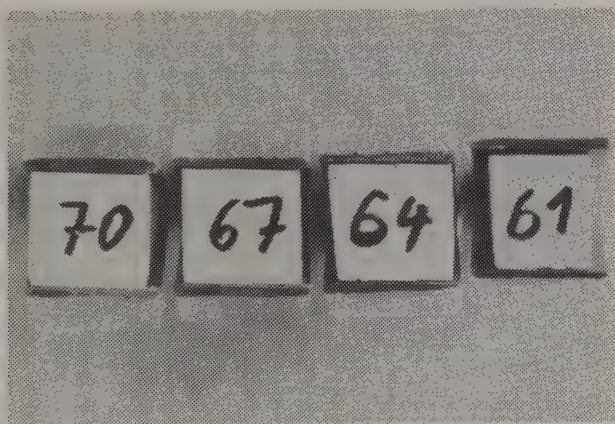


Abb. 49: Proben "Metallbasis + Paladon 65" mit unterschiedlichen Kunststoffschichtstärken nach der Polymerisation

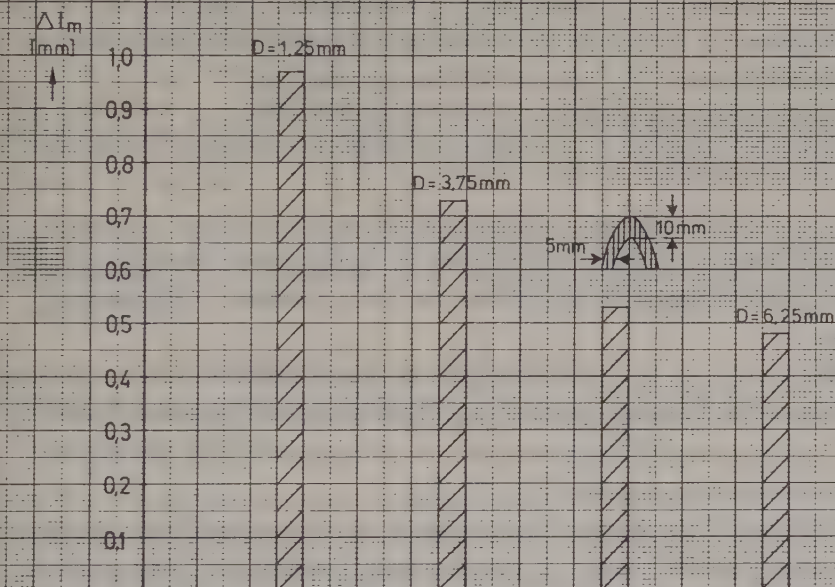
Das Resultat ist aus Abbildung 49 deutlich zu erkennen. Bei einer Kunststoffschichtstärke von $D = 1,25$ mm war die größte Basislängenänderung $\Delta l_m = 0,97$ mm zu verzeichnen. Mit zunehmender Schichtstärke nahm Δl_m ab, bei $D = 6,25$ mm war "nur" noch ein $\Delta l_m = 0,48$ mm zu beobachten. Als Grund hierfür kann man bei diesem Untersuchungsstand eine Hypothese aufstellen. Eventuell blieb die dickere

Paladon 65+ Vitallium-Basis			
Versuch Nr.	Dicke D [mm]	Δl [mm]	Δl_m [mm]
61	1,25	0,91	0,97
62	1,25	1,02	
63	1,25	0,98	
64	3,75	0,68	0,73
65	3,75	0,77	
66	3,75	0,73	
67	5/10	0,59	0,53
68	5/10	0,46	
69	5/10	0,53	
70	6,25	0,45	0,48
71	6,25	0,53	
72	6,25	0,46	

Tabelle 5

Paladon 65 + Vitallium-Basis

Versuch Nr. 61-72



Mittlere Längenänderung Δl_m der Basislänge l in Abhängigkeit der Kunststoff-Schichtdicke D

Abb. 48

Kunststoffschicht im Bereich der Basis länger plastisch als die dünnere, das auf die Metallbasis übertragene Biegemoment war dadurch geringer.

Als Schlußbetrachtung soll die nachfolgende Überlegung gelten.

Die Prothese mit Metallbasis ist der reinen Kunststoffprothese aus PMMA hinsichtlich Paßgenauigkeit unterlegen. Diese Behauptung kann aufgrund der Versuchsergebnisse aufgestellt werden.

Auch die Verwendung von Autopolymerisat in Verbindung mit einer Metallbasis bringt keine Verbesserung der Paßform, da im Gegensatz zu reinen Kunststoffprothesen die Abkühlungskontraktion hier eine große Rolle spielen (Abb. 33).

FINGER, VOSS, SCHWICKERATH u.a. (18) verlangen zur Erhaltung des Kieferkammes ein Prothesenmaterial mit hohem E - Modul.

Sollte aus diesen Gründen und zur besseren Schleimhautverträglichkeit eine Metallbasis indiziert sein, so sollte man versuchen, die Formgebung der Metallbasis so zu wählen, daß ein höheres statisches Widerstandsmoment = größerer "Formwiderstand" entsteht.

Da nach Gl. (19) im elastischen Bereich bei gleichem Biegemoment sich die Spannung - und damit die Dehnung - umgekehrt proportional zum Widerstandsmoment verhält, ist bei einem größeren Widerstandsmoment eine geringere Deformation der Basis bei der Polymerisation zu erwarten.

Bei allen dentalen Polymerisationsverfahren sollte die Polymerisationstemperatur möglichst niedrig gehalten werden, da diese Temperatur und nicht, wie z.B. bei der Heißpolymerisation, die Nachheiztemperatur unterhalb des plastischen Bereiches (45) entscheidend ist für die Abkühlungskontraktion (s. Abb. 27, 32, 33).

Die beste Paßgenauigkeit bei reinen Kunststoffprothesen aus PMMA wird mit gelenkter und gerichteter Polymerisation, vergleichbar mit der Erstarrungslenkung beim Gießen von Metallen, zu erreichen sein.

9. ZUSAMMENFASSUNG

Aufgabe der vorliegenden Arbeit war es, durch Wahl einer geeigneten Meßmethode die Faktoren, die die Paßgenauigkeit von Prothesen aus Methacrylat beeinflussen, physikalisch und werkstoffkundlich zu untersuchen.

Hierzu wurden zwei Probekörperformen ausgesucht:

1. Kugelform mit Kugelmeßaufnehmer in der Mitte
2. Segment einer stilisierten Unterkieferprothese

Die Versuchsreihe "Segment" war unterteilt in reine Kunststoffprüfkörper und - zum Vergleich - in solche mit Metallbasis; beide jeweils in verschiedenen Kunststoffschichtstärken.

Die Dehnungs-, Kraft- und Spannungsmessung erfolgte bei beiden Prüfkörperformen mittels Dehnungsmeßstreifen (DMS) und die Temperaturmessung mit Kupfer - Konstantan Thermoelementen.

Untersucht wurde die Heißpolymerisation im Wasserbad (mit Paladon 65), die Autopolymerisation (mit Paladur und Palapress) und die Polymerisation bei einem gießfähigen Acrylat (Palacast).

Aus den Versuchsergebnissen kann entnommen werden, daß die Polymerisation in verschiedenen Phasen abläuft und daß die Paßgenauigkeit von Prothesen aus PMMA durch die Polymerisations- und Abkühlungskontraktion bestimmt wird.

Bei der Heißpolymerisation hat wegen der Höhe der Polymerisationstemperatur die Abkühlungskontraktion gegenüber der Polymerisations - Kontraktion die größere Bedeutung.

Die beste Paßform wurde bei reinen Kunststoffproben mit Palapress erreicht, gefolgt von Palacast und Paladon 65.

Bei den Proben mit Metallbasis war die Paßgenauigkeit von Palapress schlechter als von Palacast, die von Paladon 65 die schlechteste überhaupt.

Bei allen Versuchsreihen war die Basislängenänderung bei der dickeren Kunststoffschicht größer, außer bei Paladon 65 mit Metallbasis. Hier konnte in einem Zusatzversuch nachgewiesen werden, daß die Verwerfung bei einer dünnen Kunststoffschicht am größten ist.

Anhand der Versuchsergebnisse muß angenommen werden, daß die Paßform bei Prothesen mit Metallbasis aufgrund der unterschiedlichen Kunststoffschrumpfungsmöglichkeit und aufgrund der großen Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten schlechter ist als bei reinen PMMA - Prothesen.

Die gemessenen Basislängenänderungen bei den Proben mit Metallbasis konnten rechnerisch über das Biegemoment nachgewiesen werden.

Es wurde ermittelt, daß das Aufpressen des Kunststoffteiges auf die Metallbasis zu keiner bleibenden Deformation der Basis führt, wenn der Preßvorgang langsam und in praxisüblichen Intervallen vorgenommen wird und die Küvettenpreßkraft die jeweils zulässigen Werte nicht übersteigt.

10. LITERATURVERZEICHNIS

1. Ägyptisches Museum, Cairo
2. ANDERES, TH. Über die Paßform von Kunststoff - Prothesen .
Schweiz. Mschr. Zahnk. 62, 531-534 (1952)
3. APPENZELLER, M. Materialprüfungen an neuen Zahnprothesen -
Kunststoffen.
Schweiz. Mschr. Zahnk. 56, 549-578 (1946)
4. BAUER, W. Die Polymerisation in der Zahnheilkunde.
Almanach der Zahnärztlichen Welt (1949, 1950)
5. BAWENDI, B. Ist eine Prüfung der Formänderung von
COCA, I. Prothesenbasismaterialien sinnvoll?
SCHWICKERATH, H. Dtsch. Zahnärztl. Z. 30, 660-664 (1975)
6. BAWENDI, B. Der Einfluß unterschiedlicher Herstellungsver-
fahren auf die Lageänderung der Ersatzzähne
und die Formänderung der Prothesenbasis.
dental - labor 21, 921-925 (1973)
7. BAWENDI, B. Das Formverhalten von im Spritzverfahren her-
gestellten totalen Kunststoff - Prothesen.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 30, 94-98 (1975)
8. BRAUER, G. Chemische Analyse von Methacrylat - Kunst-
stoffen.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 30, 672-679 (1975)
9. BUDZINSKI, P.M. Über die Paßgenauigkeit von Prothesenbasen aus
Kunststoff nach üblichen und nach HEDENT -
Verfahren hergestellt.
Med. Diss. Marburg 1970

19. GOODKIND, R.J.
SCHULTE, R.C. Dimensional accuracy of pour acrylic resin
and conventional processing of cold-curing
acrylic resin base.
J. prosth. Dent. 24, 662-668 (1970)

20. GOTTFRIEDSEN, J.P. Die Gießharztechnik (I).
dental-labor 2, 19-23 (1971)
Die Gießharztechnik (II).
dental-labor 3, 21-22 (1971)

21. GÜNTZER, B.H. Das Dimensionsverhalten von Selbstpolymeri-
saten in der Polymerisationsphase.
Med. Diss. Erlangen - Nürnberg 1968

22. HENKEL, G. Werkstofffragen zur partiellen Prothese.
Dtsch. Stomat. 11, 675 (1958)

23. HOFFMANN, K. Grundlagen der Dehnungsmeßstreifen - Technik:
der Dehnungsmeßstreifen, ein universelles
Hilfsmittel der experimentellen Spannungsanalyse.
Druckschrift VD 73004, Hottinger Baldwin
Meßtechnik GmbH, Darmstadt

24. HOFFMANN, K. Grundlagen der Dehnungsmeßstreifen - Technik:
die Anwendung der Wheatstoneschen Brücken-
schaltung.
Druckschrift VD 72001, Hottinger Baldwin
Meßtechnik GmbH, Darmstadt

25. HOLSTERMANN, G.J.
BÖCKER, L. Die totale Prothese: Biotechnische Arbeitsgänge
(Die Herstellung in Kunststoff).
Quintessenz Zahntechnik 1, 9-12 (1978)

26. JANKE, G. Über die fugendichte Bindung von Kunststoff
an Metall.
Zahnärztl. Welt 22, 509-512 (1952)

27. JANKE, G. Die fehlerfreie Verarbeitung der Akrylat-Kunstharze durch Verwendung eines neuen Arbeitsverfahrens
Zahnärztl. Rundschau 13/14, 265 (1951)
28. JANKE, G. Das Gewichts- Volumen- und Dichteverhalten unvernetzter Kunststoffe bei Austrocknung und Wasseraufnahme in Abhängigkeit von der Verarbeitung.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 12, 1464-1467 (1957)
29. JANKE, G. Die Spritzverfahren zur Herstellung von Kunststoffprothesen.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 17, 1057-1070 (1962)
30. JANKE, G. Die Abhängigkeit der Protheseneigenschaften von der Laborverarbeitung.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 11, 1437-1443 (1956)
31. KEMPTER, F. Vergleichende Untersuchung über Paßgenauigkeit und Formtreue einiger Prothesenwerkstoffe von UK - Vollprothesen.
Med. Diss. Mainz 1974
32. KRÜTZFELDT, R. Die Festigkeit von Kobalt - Chrom - Legierungen nach wiederholtem Verguß.
Med. Diss. Mainz 1973
33. LAURITZEN, A.G. Die totale Prothesenkonstruktion.
Sonderdruck (Kursanleitung)
34. LEHMANN, J. Vergleichende Untersuchung über Paßgenauigkeit und Formtreue von UK - Vollprothesen aus Kunststoff und solchen mit Metallbasis.
Med. Diss. Mainz 1977

35. LOCKOWANDT, P. Die Biegespannung dentaler Polymethakrylate.
Berlinska Boktryckeriet, Lund 1959
36. MARX, H. Zur Polymerisationsproblematik dentaler
Methakrylate.
Zahnärztl. Welt 61, 747-751 (1960)
37. MARX, H. Technische Probleme bei der Vollprothesenher-
stellung und ihre klinische Bedeutung.
Zahnärztl. Rundschau 9, 291-295 (1963)
38. MARX, H. Über den Einfluß unterschiedlicher technolo-
gischer Bedingungen bei der Herstellung von
Kunststoff - Prothesen.
dental - labor 2, 43-47 (1963)
39. MARX, H. Herstellungsverfahren und Paßform von
Kunststoff - Vollprothesen.
dental - labor 6, 591-595 (1975)
40. MARX, H. Neuere Untersuchungen über Formänderungen
von Vollprothesen in Abhängigkeit vom Her-
stellungsverfahren.
Dtsch. Zahnärztl. Z. 30, 89-93 (1975)
41. MAYER, D. Volumenschwund und Paßgenauigkeit bei
Kunststoffprothesen.
Dtsch. Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde 22,
228-236 (1955)
42. MEINERS, H. Einige grundsätzliche Betrachtungen über
Volumeneffekte im Zusammenhang mit Ab-
bindevorgängen.
Zahnärztl. Welt 6, 270-275 (1973)
43. MENTZ, R. Die Auswirkungen der Überdruckpolymerisation
auf die Paßgenauigkeit prothesenähnlicher
Kunststoffkörper.
Med. Diss. Berlin 1968

44. OBERBACH, K. Werkstoffauswahl nach mechanischen und physikalischen Eigenschaften (Konstruieren mit thermoplastischen Kunststoffen). Bayer - Chemiewerkstoffe 13 (1975)
45. OSBORNE, J. Internal strains in acrylic denture base materials. Brit. Dent. J. 10, 204 (1947)
46. ODERATH, F. Abschätzen mechanischer und elektrischer BRAND, N. Beanspruchung von Kunststoffen (I). u.a. Kautschuk + Gummi, Kunststoffe 9, 547-556 (1976)
47. PIRNER, P. Zug- und Biegeversuch im Vergleich bei der Untersuchung des klinisch bedeutungsvollen plastoelastischen Verhaltens von Dental-Gußlegierungen auf Kobalt - Chrom - Basis. Med. Diss. Köln 1976
48. REBEL, H.H. Bio - Prothetik und Werkprothetik. Dtsch. Zahnärztl. Z. 13, 1041 (1958)
49. REGLI, C.P. Denture base deformation during funktion. GASKILL, H.C. J. prosth. Dent. 4, 548-554 (1954)
50. REGLI, C.P. A preliminary study of the lateral deformation of metal base dentures in relation to plastic KYDD, W.C. base dentures. J. prosth. Dent. 3, 326-330 (1953)
51. SCHMIDT, A. Vom Kautschuk zur Kurzpolymerisation der Kunststoffe. Sonderdruck aus Die Zahntechnik 1, (1967)
52. SCHMIDT, K.H. Das SR - Ivocap - System und die Struktur des Prothesenkörpers. Quintessenz 26, 5, 1-4 (1975)

53. SCHROEDER, A. Über die Abhängigkeit der Prothesenqualität
von den Polymerisationsbedingungen.
Schweiz. Mschr. Zahnk. 62, 1108-1121 (1952)
54. SCHROEDER, A. Die Eignung der Methacrylate als Prothesen-
stoffe im Lichte neuer Untersuchungen.
Schweiz. Mschr. Zahnk. 10, 961-971 (1953)
55. SCHWICKERATH, H. Zur Frage der Formveränderung.
Zahnärztl. Welt 8, 287-288 (1966)
56. SCHWICKERATH, H. Kunststoffe im Gießverfahren.
dental - labor 8, 50-53 (1972)
57. SCHWICKERATH, H. Festigkeits-, Elastizitäts- und Formänderungs-
BAWENDI, B. eigenschaften von Kunststoffen im Gießverfahren.
Zahnärztl. Welt 11, 531-534 (1972)
58. SIMON, K. Praktische Erfahrungen in der Fließharztechnik
mit Palapress.
dental - labor 7, 31-32 (1972)
59. STAEGEMANN, G. Altersveränderungen von hochpolymeren Kunst-
stoffen und deren Bedeutung für die Medizin.
Dtsch. Stomat. 18, 248-254 (1968)
60. TITKEMEYER, W. Die Verwirklichung fortschrittlicher Polymeri-
sationsverfahren bei den naß zu verarbeitenden
Kunststoffen.
Zahnärztl. Welt 11, 224-228 (1952)
61. TORNER, E. Vergleichende Untersuchung über Paßgenauigkeit,
Formtreue und Wasseraufnahme einiger Prothesen-
kunststoffe, sowie die Spaltbildung zwischen
Metall und Kunststoff.
Med. Diss. Mainz 1971

Danksagung

Für die Überlassung des Themas und die Übernahme des 1. Gutachtens bedanke ich mich herzlich bei Herrn Professor Dr. H. MARX.

Großer Dank gebührt Herrn Professor Dr.-Ing. H. HUTTEN für die Übernahme des 2. Gutachtens.

Den Herren des Dentallabors KIMMEL, Mainz danke ich für das Gießen der VITALLIUM - Probekörper.

Schließlich ein herzliches Dankeschön meinem Freund, Herrn Ing. (grad.)

Günther SCHMIDT für die Hilfe bei der Herstellung der Kugeldruckaufnehmerkalotten.

Lebenslauf

Personalien

Geboren am 14.6.1941 in Boppard als Sohn des Transportunternehmers Adam Schnorbach und seiner Ehefrau Anna, geb. Krautkrämer.

Verheiratet und eine Tochter

Schulbildung

1947 - 52	Kath. Volksschule in Emmelshausen/Hunsrück
1952 - 59	Neuspr. Gymnasium in Boppard; Mittlere Reife
1961 - 62	Berufsaufbauschule Koblenz; Fachschulreife

Studium

1959 - 61	Maschinenbaupraktikum bei verschiedenen Firmen
1962 - 65	Maschinenbaustudium an der heutigen Fachhochschule des Landes Rheinland-Pfalz in Koblenz; Maschinenbauingenieur (grad.), Hochschulreife
Okt. 1973 - heute	Zahnmedizinstudium an der Johannes Gutenberg-Universität in Mainz, Anmeldung zum Staatsexamen im Sommer 1978

Berufstätigkeit

1965 - 66	Assistent an der Fachhochschule des Landes Rheinland-Pfalz in Koblenz, Abteilung Maschinenbau (Werkstoffprüf- und Maschinenlaboratorium)
1966 - 73	im Rahmen der Technischen Hilfe der Bundesrepublik Deutschland Experte am Cairo High Institute of Technology (heute Helwan University), Helwan/Ägypten u.a. verantwortlicher Laboringenieur für den Aufbau des Strömungsmaschinenlaboratoriums und des Laboratoriums für Werkstoffkunde und -prüfung, Ausarbeitung und Durchführung der Praktika mit Studenten
1965 - 66	nebenberuflicher Unterricht in Werkstoffkunde und Physik an der Bundeswehrfachschule in Koblenz
1974 - 75	nebenberuflicher Unterricht in Physik an der Friedrich Ebert-Schule in Wiesbaden

